

講座

核融合構造材料における機械的特性の 評価手法とデータ解析

Evaluation Methods and Data Analysis for Mechanical Properties of the Structural Materials on Fusion Reactors

1. はじめに

1. Introduction

菱沼良光

HISHINUMA Yoshimitsu

自然科学研究機構 核融合科学研究所

(原稿受付：2015年4月10日)

核融合炉開発における試金石となる国際熱核融合実験炉 (International Thermonuclear Experimental Reactor: ITER) の建設・実験計画が進行している。並行して、国内外で ITER 以降の原型炉・発電炉の概念設計が進められている。これらを構成する機器における構造材料の設計は、主に、引張試験、高温クリーブ試験、疲労試験、破壊靱性試験等の各種機械試験のデータ、あるいは得られたデータから解析・推測された数値に基づいて行われている。そこで、本講座では、これらの機械試験法について、具体的な試験手法からデータの解析方法まで包括的に整理し、理解することを目的とした。材料分野の専門家だけでなく、材料分野外の研究者及びこれから材料開発に取り組もうとする大学院生を含めた若手研究者において、この講座が材料の機械試験への知的興味の一端になれば幸いである。

Keywords:

tensile test, creep test, fatigue test, fracture toughness test

一般に、日本国内に存在する構造物は、日本工業規格 (Japan Industrial Standards: JIS) で定められた各種機械試験法にて評価され、その基準に適合した材料で作られている。また、米国や欧州等の先進国でも、同様な規格や標準が制定されている。今後、原型炉の建設において、構造材料の規格化・標準化は、重要な検討項目の1つである。

原型炉で使用される先進核融合構造材料の機械的特性は、使用箇所や使用環境 (運転温度・照射条件) を決定する要因であり、原型炉設計におけるデザインウィンドウに大きく影響する。核融合炉の経済性向上や高効率化に向けて、核融合構造材料に求められる機械特性は、これまで以上にシビアになると予想されるが、一方で照射効果も含めた機械試験の実施には厳しい制約が課せられる。したがって、従来の規格・基準では対応できない試験・評価法を取り入れざるを得ない場合も想定される。特に、工学設計が進められている IFMIF (International Fusion Material Irra-

diation Facility) による照射試験では、微小試験片の使用が必須であり、その規格化・標準化は緊急の課題である。

ここで、今一度、現在の規格・基準で定められた機械試験法及び機械試験から得られるデータの意味や解釈を再度整理して理解することは、原型炉に向けた構造材料開発やそれらの機械特性に関するデータベースの構築に貢献し、有意義であると考えられる。

そこで、本講座では、今後の核融合構造材料開発を牽引していくであろう3名の気鋭の研究者にご登場ねがい、種々の機械試験の中から、一般的に汎用されている引張試験、核融合炉の重要な設計データになると予想される高温クリーブ試験及び疲労破壊試験、破壊靱性試験をそれぞれ取り上げ、それら機械試験法の実際とその基本思想・基本原理を具体的な実例を用いながらわかりやすくまとめる。これらが、核融合構造材料の標準化・基準化、および IFMIF を含む照射試験を見据えた微小試験法の新たな規格

National Institute for Fusion Science, Toki, GIFU, 509-5292, Japan

author's e-mail: hishinuma.yoshimitsu@nifs.ac.jp

化・基準化への足掛かりになれば幸いであると考えている。

具体的には、第2章では材料の強度を評価する最も基本的な引張試験に関し、求められる試験結果やデータ解析の実例について詳細に記述して説明する。さらに、核融合構造材料の使用上限温度を規定する、一定応力のもとで時間の経過と共に変形が増加する高温クリープ特性について、試験法の説明に加えて、具体的な試験結果やデータ解析の実例を用いながら説明する。

第3章では、核融合構造材料の寿命評価の重要因子の一

つである疲労破壊（繰り返し熱応力あるいは機械応力）に注目し、疲労破壊試験法を、具体的な試験結果やデータ解析の実例を用いながら説明する。

第4章では、核融合炉の安全性に資する因子である破壊靱性に注目し、破壊靱性試験法を、具体的な試験結果やデータ解析の実例を用いながら説明する。また、第三報では、これまでの連載講座の総括としての「まとめ」の中で、これら試験法の総括と、試験片の微小化など核融合炉材料の機械特性の評価における課題と将来的な展望等についてまとめる予定である。



ひし ぬま よし みつ
菱 沼 良 光

自然科学研究機構核融合科学研究所・核融合システム研究系・准教授。1999年筑波大学大学院工学研究科物質工学専攻修了・博士（工学）。2014年より現職。専門は、金属材料工学であり、中でも超伝導線材開発はライフワークである。最近では、核融合応用に適した先進機能性材料開発にも幅を拡げて材料開発に取り組んでいる。研究に詰まったときは、ラグビーとゴルフで汗を流してリフレッシュしています。



講座 核融合構造材料における機械的特性の評価法とデータ解析

2. 引張試験・高温クリープ試験手法とデータ解析の実例

2. Method and Data Analysis Example of Tensile Test and Creep Test

長坂琢也

NAGASAKA Takuya

自然科学研究機構 核融合科学研究所

(原稿受付：2015年4月10日)

核融合炉材料研究の分野で行われている引張試験，クリープ試験の手法とデータ解析について解説する．引張特性値としては，よく用いられる，降伏応力，0.2%耐力，最大引張強さ，均一伸び，全伸び，絞りについて説明する．クリープ特性値については，クリープ破断時間，クリープ破断伸び，最小クリープ速度，平均クリープ速度について説明する．それぞれの試験について，微小試験片を用いた試験の結果の解析における注意点も述べる．試験結果を機器の設計や，その挙動予測に生かすために近似解析が用いられる．近似の背景にあるのは経験式であるが，それを前提とした場合に引張特性とクリープ特性がどのように理解できるのか議論する．

Keywords:

fusion reactor material, structural material, deformation, strength, elongation, creep rate, creep rupture time

2.1 引張試験

2.1.1 引張試験データの解析

標準的な引張試験法は，日本工業規格 JIS Z2241「金属材料引張試験方法」[1]及びJIS G0567「鉄鋼材料及び耐熱合金の高温引張試験方法」[2]に詳述されている．図1に核融合材料の研究で実際に用いられた引張試験片を示す[3-5]．JIS G0567及びJIS Z2241-14Bは上述の日本工業規格にもとづいた試験片であり，SSJ-3は中性子照射試験のために開発された規格外の微小試験片である．試験片の微小化には，照射体積の有効利用，照射後の放射能が取扱い可能なレベルまで減衰するのに必要な待ち時間（冷却期間）の短縮，放射性廃棄物の低減といった利点がある． L_T は試験片の全長であり， P は平行部の長さである．丸棒試験片の場合にはその直径を D で，板状試験片の場合には厚さと幅をそれぞれ T_S と W で示している．図中では次の式で表され

る平行部の断面積を示している．試験前の平行部の断面積を原断面積と呼ぶ．

$$\text{丸棒試験片の原断面積 } S_0 = \frac{\pi D^2}{4} \quad (1)$$

$$\text{板状試験片の原断面積 } S_0 = T_S W \quad (2)$$

図2に引張試験の模式図を示す．試験片は試料ホルダーに固定される．図1のJIS G0567は掴み部がねじ込み式である．JIS Z2241-14B及びSSJ-3のための試料ホルダーは掴み部を挟み込む方式である．毎回同じ場所を掴むために，試験片の掴み部には位置出し用のピン穴が加工してある．試料ホルダーはセンターロッドに接続される．図2において試験片より下は試験中に動かない部分である．試験片より上のセンターロッドは，クロスヘッドに接触せず，直接ロードセルに接続されている．クロスヘッドが速度 v_C で上

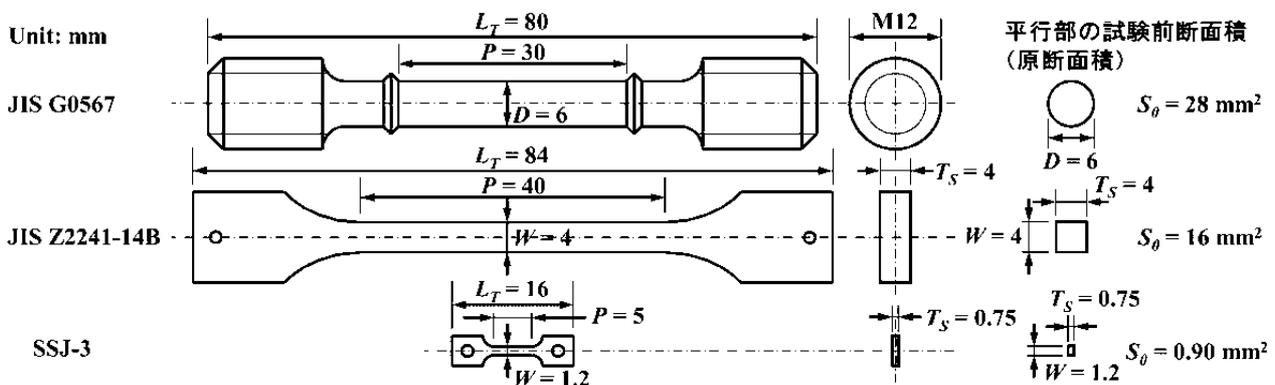


図1 核融合研究で使用実績のある引張試験片．

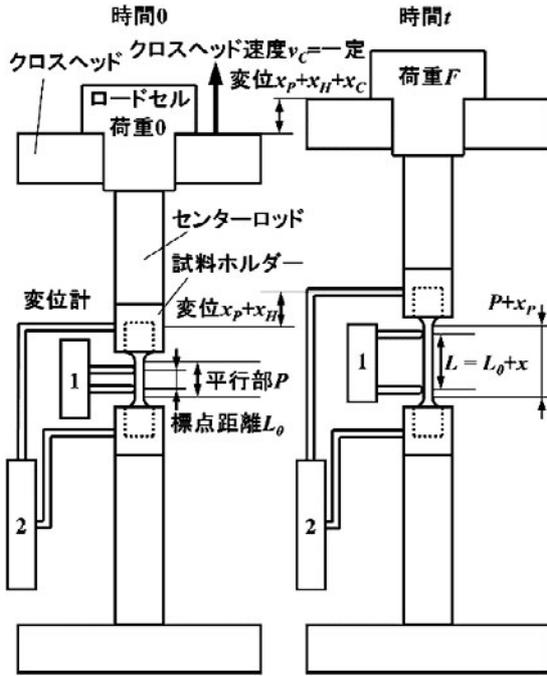


図2 引張試験の模式図.

方向に動くことで試験片に荷重 F がかかり、それがロードセルで測定される。よく行われる引張試験では速度 v_c は一定である。荷重 F を試験片の原断面積 S_0 で割った値が公称応力である。

$$\text{公称応力 } \sigma = \frac{F}{S_0} \quad (3)$$

公称と断りがあるのは、平行部が伸びるのにしたがって実際の断面積は小さくなることを無視し、分母に原断面積を使用しているためである。試験片に荷重がかかると、最も断面積の小さい平行部の応力が最も大きくなるので一番伸びることになる。このときの伸びは変位計で測定される。図中の変位計1は直接試験片に接触するタイプである。試験前の変位計の腕の間隔は伸びの基準となる長さ、標点距離 L_0 である。標点距離 L_0 は前述の日本工業規格 JIS Z2241 によると、

$$\text{標点距離 } L_0 = 5.65\sqrt{S_0} \quad (4)$$

である[1]。変位計1の測定値を変位 x とすると、公称歪 ϵ は次の式で与えられる。

$$\text{公称歪 } \epsilon = \frac{x}{L_0} \quad (5)$$

公称と呼ぶのは、分母の基準とするべき長さが伸びとともに大きくなっていくのにも関わらず、試験前の標点距離 L_0 を使用するためである。室温以外の試験で、試験片の周囲に恒温槽容器や加熱器を設ける場合には変位計1を取り付けられない場合がある。SSJ-3を用いた微小試験では、この理由に加え変位計1が取り付けられるだけの十分な空間が取れない。その場合には変位計2で示すように、試料ホルダーから変位計を設置できる場所まで腕を伸ばし、試料

ホルダーの変位を測定し代用する。この場合には、標点距離には試験前の平行部の長さ P を用いる。公称歪は平行部の伸び x_p を用いて、

$$\text{公称歪 } \epsilon = \frac{x_p}{P} \quad (6)$$

と求められるはずである。しかし実際に変位計2で計測できる変位は、平行部の伸び x_p に加え、平行部以外の試験片と試料ホルダーの伸び x_H を含んでいるので、 $x_p + x_H$ で表され x_p よりも大きい。さらに簡便に変位を測定するためにクロスヘッドの変位も利用される。この変位はセンターロッドの伸びなど、試験機全体の剛性を反映した伸び x_C を含むのでさらに大きくなり $x_p + x_H + x_C$ と表すことができる。クロスヘッドを一定速度 v_c で動かす場合には、試験の経過時間 t からこのクロスヘッド変位が得られる。

$$x_p + x_H + x_C = v_c t \quad (7)$$

変位計1の変位 x の代わりに変位計2の変位 $x_p + x_H$ やクロスヘッド変位 $v_c t$ を用いる場合には、変位の測定精度が悪いことに注意しなければならない。その注意点については2.1.2節で述べる。

図3に引張試験で得られる公称応力-公称歪線を模式的に示す。応力が歪とともに直線的に増加する部分は弾性変形を表し、その範囲で荷重を取り除けば試験片は元の長さに戻る。その弾性係数がヤング率 E である。さらに応力が増加すると直線から外れ、荷重を取り除くと弾性変形分は収縮するが、元の長さには戻らず永久変形が残る。そのような変形を塑性変形または加工と呼ぶ。図で示すように、歪 ϵ は弾性歪 ϵ_{el} と塑性歪 ϵ_{pl} の和であり、それぞれの成分は次のように書くことができる。

$$\text{公称弾性歪 } \epsilon_{el} = \frac{\sigma}{E} \quad (8)$$

$$\text{公称塑性歪 } \epsilon_{pl} = \epsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (9)$$

引張特性値を求めるためには、図の点線で示した4本の平行な直線を引く。点線(1)はその傾きから E を求めるためのものである。この直線から応力-歪曲線が外れる塑性変形の開始点が降伏点で、このときの応力が降伏応力 σ_y である。しかし、応力-歪曲線が徐々に直線から離れていく場合には、降伏点は必ずしも明瞭ではない。降伏応力の測定

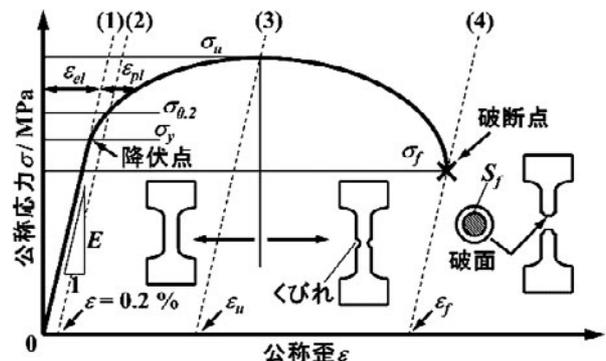


図3 引張試験で得られる公称応力-公称歪曲線の解析.

誤差を小さくするため、塑性歪 $\epsilon_{pl} = 0.2\%$ のときの応力 $\sigma_{0.2}$ を降伏応力とみなすことが多い。この降伏応力は 0.2% 耐力と呼ばれる。点線(2)は歪軸上の 0.2% を通り、(1)と平行な線である。(1)と平行にするのは、(9)式にもとづき弾性変形分 σ/E を取り除き、塑性変形量 ϵ_{pl} を評価するためである。降伏後も歪とともに応力が増加するのは、塑性変形に必要な力が大きくなっていくことに対応し、これは加工硬化と呼ばれる。やがて応力は最大値をとり、これが最大引張強さ σ_u である。その後応力が減少するのは軟化するからではなく、平行部の一部にくびれができて断面面積が減少するためである。くびれができると断面面積が減少した分、周囲よりも応力が大きくなる。これを応力集中と呼ぶ。応力集中により試験片はくびれの部分でしか伸びなくなる。点線(2)と平行で、応力が最大となる点を通る点線(3)と歪軸との交点は、材料が均一に変形できる限界を表す均一伸びまたは一様伸び ϵ_u である。やがて試験片は破断に至る。点線(3)と平行で、破断点を通る点線(4)と歪軸との交点は、全伸びまたは破断伸び ϵ_f である。特に断りがない場合、均一伸びと全伸びは塑性伸びを指す。破断後の破面を平行部の長さ方向から観察すると、くびれがある場合には外側に平行部の側面が、中心には断面面積が最小となり最後に破断した部分がある。この破断後の試験片の最小断面面積 S_f を測定すると、絞り R_A が次の式で求められる。

$$\text{絞り } R_A = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (10)$$

図中の σ_f は破断時の公称応力を示しているが、これを求めるには原断面面積が使用されている。原断面面積ではなく破断後の最小断面面積を用いると、次の式の通り破断時の真応力 σ_{tf} が求められる。

$$\text{真破断応力 } \sigma_{tf} = \frac{\sigma_f S_0}{S_f} \quad (11)$$

破断後の観察では弾性変形がなくなる分だけ断面面積は大きくなっているが、真応力は塑性変形分の断面減少に対して定義される。破断前の真応力を求めるには試験中の断面面積を測定しなければならないが、均一変形をしている間は次のように求めることが可能である。塑性変形では体積変化が無いので、試験片の長さの塑性変形分が $L_0(1+\epsilon_{pl})$ のとき、断面面積 S は $S_0/(1+\epsilon_{pl})$ となる。よって、真応力 σ_t は公称応力 σ と公称塑性歪 ϵ_{pl} から次のように求められる。

$$\text{真応力 } \sigma_t = \frac{\sigma S_0}{S} = \frac{\sigma S_0(1+\epsilon_{pl})}{S_0} = \sigma(1+\epsilon_{pl}) \quad (12)$$

一方、変形が始まると歪の基準となる標点距離（平行部長さ）が刻々と変わる。ある瞬間の長さ L に対し、微小長さ dL だけ伸びたときの真の微小歪 $d\epsilon$ は dL/L で与えられる。この微小歪を初期長さ L_0 から L まで積分したものが真歪である。

$$\epsilon_t = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} \quad (13)$$

$L = L_0 + x$ であるから、 $dL = dx$ であり、真歪 ϵ_t は公称歪 ϵ より次のように求められる。

$$\text{真歪 } \epsilon_t = \int_0^x \frac{dx}{L_0 + x} = \ln \frac{L_0 + x}{L_0} = \ln(1 + \epsilon) \quad (14)$$

歪の塑性成分についても同様に真塑性歪 ϵ_{tpl} が定義できる。

$$\text{真塑性歪 } \epsilon_{tpl} = \ln(1 + \epsilon_{pl}) = \ln\left(1 + \epsilon - \frac{\sigma}{E}\right) \quad (15)$$

ここで $1 + \epsilon > 1$ であり、弾性変形分 σ/E は金属の場合 0.001 の程度なので、 $1 + \epsilon \gg \sigma/E$ である。 $1 + \epsilon$ のまわりのテーラー級数の 1 次導関数の項のみとって得られる差分方程式、

$$\begin{aligned} \epsilon_{tpl} &\cong \ln(1 + \epsilon) - \frac{\sigma}{E} \frac{d}{d\epsilon} \ln(1 + \epsilon) \\ &= \ln(1 + \epsilon) - \frac{\sigma}{E(1 + \epsilon)} = \epsilon_t - \frac{\sigma}{E(1 + \epsilon)} \end{aligned} \quad (16)$$

において塑性変形が弾性変形よりも十分大きい場合には $1 + \epsilon \sim 1 + \epsilon_{pl}$ なので、

$$\epsilon_{tpl} \cong \epsilon_t - \frac{\sigma}{E(1 + \epsilon_{pl})} = \epsilon_t - \frac{\sigma_t}{E} \quad (17)$$

としてもほぼ同じ値が得られる。

真応力と真歪は次の形の式で近似できることが経験的に知られている。

$$\sigma_t = K \epsilon_t^n \quad (18)$$

ここで K , n は定数でそれぞれ強度因子、加工硬化指数と呼ばれる。これは加工硬化を記述する式であり、真歪が塑性成分を含む場合、特に低歪領域では誤差が大きくなる。よりよい近似を得るために、真塑性歪を使用する、あるいはさらに応力の加工硬化成分のみを使用する場合には、

$$\sigma_t = K \epsilon_{tpl}^n \quad (19)$$

$$\sigma_t - \sigma_y = K \epsilon_{tpl}^n \quad (20)$$

が用いられる。式(20)において 0.2% 耐力を用いて解析する場合には以下が用いられる。

$$\sigma_t - \sigma_{0.2} = K(\epsilon_{tpl} - 0.002)^n \quad (21)$$

くびれが生じた後で真応力を求めるためには試験片断面面積の実測が必要である。低放射化フェライト鋼 F82H において、試験中の試験片形状を測定し、高歪まで真応力を求めた例があり、(17), (21)式を用いた近似がよく成り立つことが確かめられている[6]。これにもとづき、F82H の公称応力-公称歪曲線と真応力-真歪曲線を比較すると図 4 のようになる。公称応力は最大値をとって減少するが、真応力は増加し続ける。公称応力が減少する原因はくびれの発生にある。試験片が支える荷重の微小変化 dF を考えると、塑性変形による加工硬化 $d\sigma_t (> 0)$ で荷重が $S d\sigma_t$ 増加する成分と、断面減少 $dS (< 0)$ によって荷重が $dS \sigma_t$ だけ減少する成分との和で表される。後者が前者に勝るときくびれが始

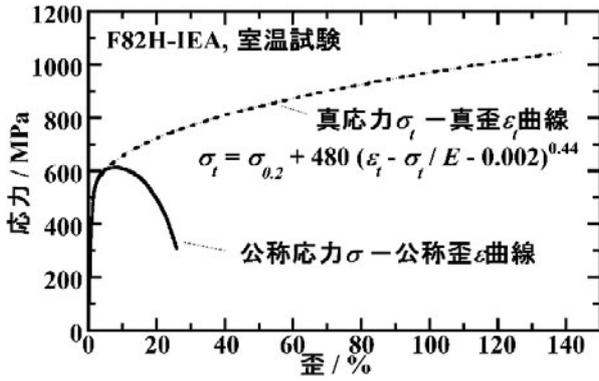


図4 公称応力σ-公称歪ε曲線と真応力σ_t-真歪ε_t曲線の比較.

まり、dFは低下する。その条件は次のとおりである。

$$dF = S d\sigma_t + \sigma_t dS < 0 \tag{22}$$

塑性変形では体積変化がないので $dS/S = -dL/L = -d\epsilon_{pl}$ であるから、

$$\frac{d\sigma_t}{d\epsilon_{pl}} < \sigma_t \tag{23}$$

がくびれの開始条件となる。くびれが始まる時は(23)式が等号で表され、そのときの塑性歪が均一伸び ϵ_{tu} である。その真歪 ϵ_{tu} を式(19)とともに代入すると、

$$\left. \frac{d\sigma_t}{d\epsilon_{pl}} \right|_{\epsilon_{pl} = \epsilon_{tu}} = Kn\epsilon_{tu}^{n-1} = K\epsilon_{tu}^n \tag{24}$$

$$n = \epsilon_{tu} \tag{24}$$

となり、加工硬化指数は真歪で表した均一伸びと同程度の値となることが期待される。式(20)または(21)を用いた場合には、

$$\sigma_{tu} = \sigma_y - K\epsilon_{tu}^n \tag{25}$$

$$\sigma_{tu} = \sigma_{0.2} - K(\epsilon_{tu} - 0.002)^n \tag{26}$$

であるから、加工硬化指数は、

$$n = \epsilon_{tu} \frac{\sigma_{tu}}{\sigma_{tu} - \sigma_y} \tag{27}$$

$$n = (\epsilon_{tu} - 0.002) \frac{\sigma_{tu}}{\sigma_{tu} - \sigma_{0.2}} \tag{28}$$

と表すことができる。最大引張強さと降伏応力あるいは0.2%耐力との差が小さい、すなわち加工硬化しがたい場合には式(27)、(28)の分数の分母が小さくなる。この場合加工硬化が小さいほど、 n は ϵ_{tu} よりも大きく評価される。つまり、式(19)で求められた n と、式(20)、(21)で求められた n の直接比較はできないことに注意が必要である。

2.1.2 微小試験片を用いる場合の注意点

引張特性値における寸法効果については参考文献[7-10]等で述べられている。ここでは微小試験片によって取得されたデータを解析する際の注意点のみ述べる。

変位計1の変位 x の代わりに変位計2の変位 $x_p + x_H$ やク

ロスヘッド変位 v_{ct} を用いる場合には、公称歪 ϵ が大きく評価されてしまうことになる。このときのみかけの公称歪をそれぞれ ϵ_H 、 ϵ_C とすると、

$$\text{みかけの公称歪 } \epsilon_H = \frac{x_p + x_H}{P} = \epsilon + \frac{x_H}{P} > \epsilon \tag{29}$$

$$\epsilon_C = \frac{x_p + x_H + x_C}{P} = \epsilon_H + \frac{x_C}{P} > \epsilon_H \tag{30}$$

であるから、これらを用いて引張曲線の直線部分の傾きからヤング率を求めようとすると、小さく評価されることになる。すなわち、みかけのヤング率は、

$$\text{みかけのヤング率 } E_H = \frac{\sigma}{\epsilon_H} < \frac{\sigma}{\epsilon} \tag{31}$$

$$E_C = \frac{\sigma}{\epsilon_C} < \frac{\sigma}{\epsilon_H} \tag{32}$$

となる。図5の左側部分には、それぞれの変位計で取得した引張曲線の比較を示す。図中のaは図1で示したJISG0567試験片と変位計1を使用している[3]。直線部分の傾きから求めたヤング率 E は、超音波法で測定したヤング率217 GPa[3]とよく一致している。一方、b及びcではSSJ-3試験片を使用している。そして、bでは変位計2を、cではクロスヘッド変位を使用している。図中で示したように、みかけのヤング率 E_H 、 E_C は本来の値よりも極めて小さな値である。JIS試験片を用いても変位計2やクロスヘッド変位を使用した場合にはヤング率の評価は難しいが、微小試験片ではそれに加えて式(29)、(30)の P が小さいので、誤差の部分である x_H/P 及び x_C/P が大きくなっている。このように、微小試験片を用いた場合には歪の測定誤差が大きくなるが、試験片の平行部以外の部分と引張試験装置は塑性変形を起こさないように設計されているので、 x_H や x_C は荷重 F に比例した弾性変形であり、式(31)、(32)で求めたみかけのヤング率を用いれば取り除くことが可能である。つまり、みかけの公称歪から弾性成分を除いて、

$$\text{公称塑性歪 } \epsilon_{pl} = \epsilon_H - \frac{\sigma}{E_H} = \epsilon_H - \frac{\sigma}{E_C} \tag{33}$$

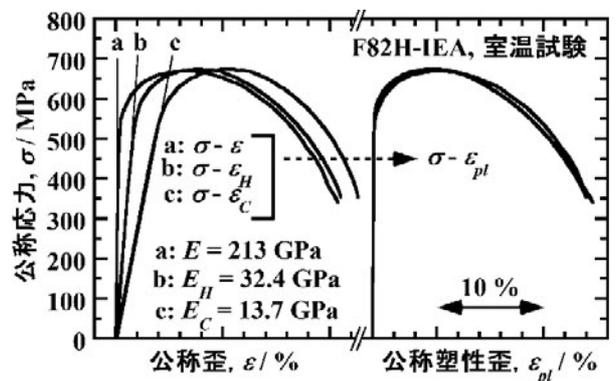


図5 変位測定法の異なる公称応力σ-公称歪ε、ε_H、ε_C曲線及び、それぞれから得られる公称応力σ-公称塑性歪ε_{pl}曲線の比較.

とすれば、公称塑性歪の評価は可能である。図5の右側は、左側の曲線のそれぞれについて、式(33)で公称塑性歪を評価して求めた公称応力-公称塑性歪曲線である。この解析により微小試験片を用いた場合でも、JIS試験片と変位計1で評価した公称応力-公称塑性歪曲線に近い曲線を得ることができる。主要な引張特性値である最大引張強さ σ_u 、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、均一伸び ϵ_u 、全伸び ϵ_f は式(3)と図3で示すように公称応力 σ と公称塑性歪 ϵ_{pl} に対して定義されているので、微小試験片を使用しても評価可能である。真応力 σ_t は式(12)で示すように公称塑性歪 ϵ_{pl} に対して定義されるが、式(14)の真歪 ϵ_t は弾性成分を含んでいるので、これと式(18)を組み合わせると真応力の近似をする場合には誤差が大きくなる。微小試験片を用いて真応力の近似をする場合には、式(15)と式(19)、(20)または(21)を組み合わせると解析するべきである。

2.1.3 核融合炉構造材料の引張特性

図6に低放射化フェライト鋼F82H-IEAヒート[3,11]と低放射化バナジウム合金NH2[12,13]の引張特性値を示す。NH2では、比較的大型の試験片では室温の試験しか行われていない。図では平行部の寸法が $D=6.25$ mm、 $P=30$ mmの試験片で取得されたデータを示した[12]。この場合、一様伸びのデータは取得されていない。NH2の高温試験では、SSJ-3と厚さ以外の形状が同じで、厚さが1/3、つまり $T_s=0.25$ mmの微小試験片が使用されている[13]。強度を表す0.2%耐力、最大引張強さについては試験温度(絶対温度) T が873~923 Kより低温ではF82H-IEAが、それ以上の温度ではNH2が高いことがわかる。一般には、強度が高いほうが小さな断面積、すなわち少ない材料で荷重に耐えるので、資源の節約、軽量化、廃棄物の低減につながり好ましい。核融合炉の場合、構造材料にかかる力とは、機器の重さを支える力、冷却材の圧力、熱応力である。前の二つについては、強度が足りなければその分材料の断面積を増やせば力に耐えられる。しかし、三つめの熱応力については断面積が増えれば力も大きくなるので、断面積の増加では解決できず、これに耐えるために強度が必要となる。よって、熱応力が支配的となる核融合炉第一壁やダイバータなどでは強度の高い材料が求められる。一方で、構造材料には延性も必要である。一様伸びや全伸びは材料の延性を表している。また、加工硬化指数もくびれのできにくさと相関があるので、延性の観点からは大きいほうが好ましい。F82HとNH2のいずれでも加工や熱処理によってさらに強度をあげることは可能だが、実際にはそれとともに延性は低下する。核融合炉の場合、中性子照射によって延性が低下するので、適当な熱処理によって強度を落とし、延性を確保している。

図6において、F82HのJIS試験片で得られたデータを基準とし、SSJ-3試験片で得られたデータの誤差の最大値と標準偏差を求めると以下のようになる。それぞれ、0.2%耐力で57 MPaと23 MPa、最大引張強さで15 MPaと7.2 MPa、一様伸びで0.69%と0.47%、全伸びで4.3%と2.3%である。微小試験片で取得されたデータには、規格試験片を基準としてこの程度の誤差があると考えらるべきであ

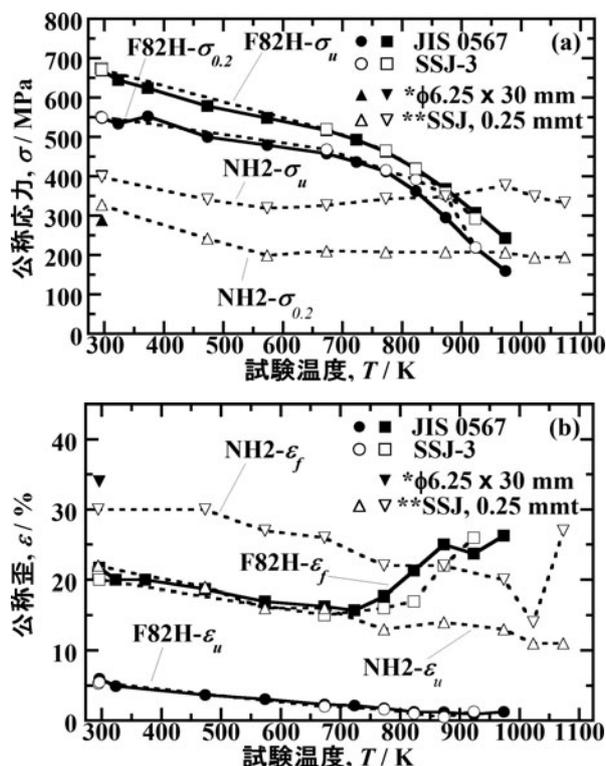


図6 低放射化フェライト鋼F82Hと低放射化バナジウム合金NH2の引張特性値の比較
*試験片平行部の寸法。**厚さが0.25 mmである以外はSSJ-3と同じ寸法。

る。この計算に使用した微小試験片のデータは室温で3点、それ以外の温度では各1点の合計8点のみであり、さらに誤差を正しく評価するには、データを増やし統計的な考察が必要である。NH2の場合には、室温で1点の比較しかできないが、誤差は0.2%耐力で39 MPa、最大引張強さで3 MPa、全伸びで4%であった。NH2の場合には規格試験片での高温試験と寸法効果の研究が無く、今後の課題である。

2.2 クリープ試験

2.2.1 クリープ試験データの解析

標準的なクリープ試験法は、日本工業規格 JIS Z2271「金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法」[14]に詳述されている。図7にクリープ試験の模式図を示す。試験片は図1と同様のものが使用される。図7において試験片より上は試験中に動かない部分である。試験片には、下のセンターロッドを介して重りが接続され、重力によって荷重 F が負荷される。このとき、式(3)で計算される負荷応力が降伏応力 σ_y 以下、実用的には図6の0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 以下であれば、試験片は弾性変形するが重りを取り除けば元の長さに戻る。しかし、高温で荷重をかけたまま保持すると、徐々に塑性変形が起これ、これをクリープ変形と呼ぶ。一般にクリープ変形は材料の融点 T_m を絶対温度で表したとき、 $0.4T_m$ 以上で顕著となる。図2で示した引張試験機でも、ロードセルの荷重測定値を用いてクロスヘッド変位を制御する、いわゆる荷重制御で F を一定にできればクリープ試験が可能であり、核融合炉材料研究の分野では多く用

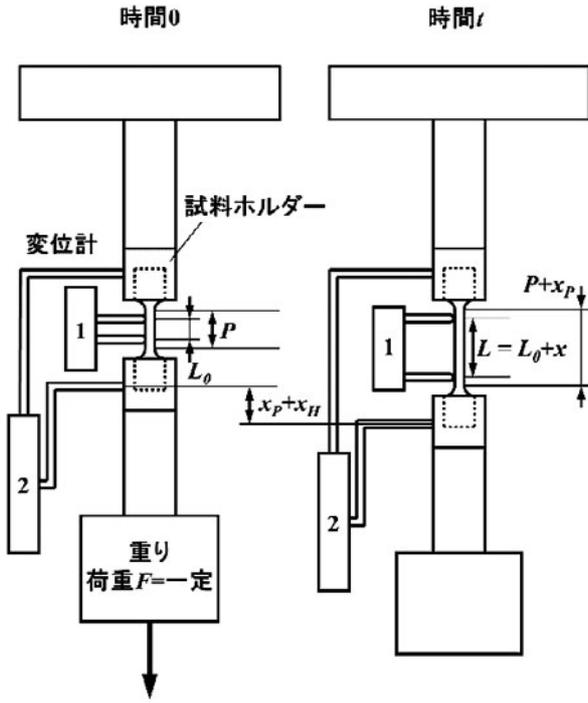


図7 クリープ試験の模式図。

いられている。クリープ試験では、荷重負荷後の時間 t と変位計における変位 ϵ または変位 ϵ_H を計測する。このとき、 ϵ_H では誤差が大きくなるのは引張試験と同様である。

図8にクリープ試験で得られる時間-公称歪曲線を模式的に示す。時間-公称歪曲線はクリープ曲線と呼ばれる。試験片に荷重をかけた瞬間に、応力が降伏応力 σ_y 以下であれば試験片は弾性変形し、それ以上であれば弾性変形に加えて塑性変形が起こる。塑性変形で加工硬化した材料の強度と荷重による応力が釣りあうところで塑性変形は止まる。試験片に荷重をかけた瞬間に測定される公称歪が瞬間歪 ϵ_0 である。その後、クリープ変形が開始する。クリープ曲線の傾き $d\epsilon/dt$ は、単位時間あたりの公称歪の増加を表し、クリープ速度と呼ばれる。最初は材料が加工硬化して強度が上昇するのでクリープ速度が低下する。加工硬化によって材料の微細組織変化が起こるが、高温では試験の最中にもその回復が起こる。加工硬化と、加工硬化でもたらされた微細組織変化の回復が釣りあうようになると、クリープ速度が一定となる。実際には、塑性変形で断面積が減少する分、真応力は増加するので、クリープ速度は最小値を示した後、わずかに増加していく。やがて試験片がくびれたり、材料内に空洞、亀裂ができたり、析出物生成または分解によって強度が落ちることなどによってクリープ速度が急激に上昇し、破断にいたる。これらの段階は図のように三つに分類され、それぞれ遷移クリープ、定常クリープ、加速クリープと呼ばれる。また、それぞれ一次クリープ、二次クリープ、三次クリープとも呼ばれる。破断が起こるまでの時間 t_r がクリープ破断時間、そのときの公称塑性歪がクリープ破断伸びである。荷重が降伏応力以下の場合で、さらに公称塑性歪がクリープ変形中の弾性歪変化、すなわち0.001程度より十分大きいときには、クリープ

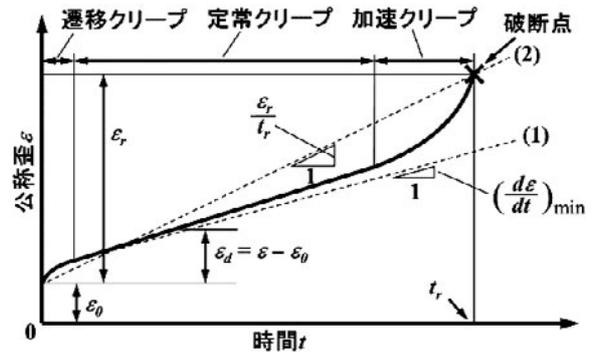


図8 クリープ試験で得られる時間-公称歪曲線の解析。

破断伸びは図中の ϵ_r としてよい。クリープ速度としてよく用いられるのは最小クリープ速度と平均クリープ速度であり、それらを求めるためには図の点線で示した2本の直線をひく。点線(1)は、クリープ曲線の接線が最小になるところでひいていて、その傾きが最小クリープ速度 $(d\epsilon/dt)_{min}$ である。点線(2)は $\epsilon = \epsilon_0$ の点と破断点を結んだものであり、その傾きはクリープ破断伸びを破断時間で除した平均クリープ速度 ϵ_r/t_r を表す。最小クリープ速度は定常クリープの初期に現れるので、塑性変形による断面積減少の影響が小さく、真応力を一定にした場合に見込まれる定常クリープ速度と同じとみなせる。

材料の変形抵抗は加工硬化が起これば増加し、加工硬化でもたらされた微細組織変化の回復が起これば減少するから、その増分は次の式で表すことができる。

$$d\sigma_t = \left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial \epsilon_{pl}} \right)_t d\epsilon_{pl} + \left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial t} \right)_\epsilon dt \tag{34}$$

右辺第一項の偏微分項は時間 t における加工硬化、第二項の偏微分項は歪 ϵ における回復の速度を示す。第二項は応力低下の成分で負である。一定応力下で変形する条件とは、 $d\sigma_t = 0$ であり、そのときの定常変形速度が最小クリープ速度として観測できる。よって、

$$\left(\frac{d\epsilon_{pl}}{dt} \right)_{min} = - \frac{\left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial t} \right)_t}{\left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial \epsilon_{pl}} \right)_\epsilon} \tag{35}$$

である。回復の主なメカニズムは材料内の原子拡散であるから熱活性化過程である。よって、その大きさは活性化エネルギー Q を用いれば、次のように書ける。

$$- \frac{d\sigma_t}{dt} = A e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{36}$$

ここで R は気体定数である。一方、クリープにおける加工硬化についても、式(19)の経験式が成り立つと仮定すると、

$$\epsilon_{pl} = \left(\frac{\sigma_t}{K} \right)^{1/n} \tag{37}$$

であるから、式(19)の微分に代入して、

$$\frac{d\sigma_t}{d\varepsilon_{tp1}} = nK\varepsilon_{tp1}^{n-1} = nK\left(\frac{\sigma_t}{K}\right)^{\frac{n-1}{n}} = nK^{\frac{1}{n}}\sigma_t^{\frac{n-1}{n}} \quad (38)$$

となり、加工硬化は応力を用いて指数則で表すことができる。結局、式(36)、(38)より式(35)は、

$$\left(\frac{d\varepsilon_{tp1}}{dt}\right)_{\min} = \frac{A}{nK^{\frac{1}{n}}}e^{-\frac{Q}{RT}}\sigma_t^{\frac{1-n}{n}} \quad (39)$$

となる。最小クリープ速度が表れるときの公称塑性歪は0.01程度なので断面減少は小さく、真応力と公称応力の差は小さい。また、定常クリープが起こっている間は真応力の上昇による弾性歪の増加も小さい。よって、式(39)は微小公称歪 $d\varepsilon$ と公称応力 σ に置き換えて解析して差し支えない。そして右辺第一の項の定数部分を定数 A' 、最後の項の指数部分を m で置き換えれば、

$$\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{\min} = A'e^{-\frac{Q}{RT}}\sigma^m \quad (40)$$

が得られる。 Q はクリープの活性化エネルギー、 m は応力指数と呼ばれる。両辺の自然対数をとれば、

$$\ln\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{\min} = \ln A' - \frac{Q}{RT} + m \ln \sigma \quad (41)$$

となる。試験温度 T を固定して負荷応力 σ を変化させて試験を行い、最小クリープ速度を測定して両対数プロットをすれば、その傾きから応力指数 m が求められる。また、負荷応力 σ を固定して試験温度 T を変化させて試験を行い、最小クリープ速度を測定して、 σ の対数と $1/T$ をプロットすれば、その傾きから活性化エネルギー Q が求められる。これらはクリープのメカニズムを知る上で重要な値であり、低放射化フェライト鋼と低放射化バナジウム合金についての解析例は参考文献[15,16]にある。 m は負荷応力とともに増加し、 $m \sim 1, = 3 \sim 5, > 10$ の領域に分類される。例えばバナジウム合金の場合、 m が3~5の領域では Q が純バナジウムの自己拡散の活性化エネルギーと同程度の値をとる[16]。このことから、この領域でクリープを律速しているのは合金の母相バナジウムの自己拡散であると理解される。

材料の使用条件が長期間にわたる場合、高温または高荷重で短時間のクリープ試験結果から、低温または低荷重で長時間のクリープ特性を予測する手法がとられる。その代表的なものがLarson-Miller法である[17]。Larson-Miller法では、次式で定義されるLarson-Miller指数 P_{LM} を用い、これが負荷応力 σ のみの関数であると仮定する。

$$P_{LM} = \frac{T(\log t_r + C)}{1000} = f(\sigma) \quad (42)$$

ここで C は定数である。 $f(\sigma)$ の関数形としては、

$$f(\sigma) = \sum_{i=0}^N a_i (\log \sigma)^i \quad (43)$$

を用い、実験データに対し回帰分析を行って近似曲線を得

る。Larson-Miller指数は近似のための係数ではあるが、式(40)を用いれば以下のように理解できる。クリープの大部分が定常クリープであると仮定すると、最小クリープ速度は図8の点線(2)で求めた平均クリープ速度 ε_r/t_r と近い値になる。

$$\left(\frac{d\varepsilon}{dt}\right)_{\min} \cong \frac{\varepsilon_r}{t_r} = A'e^{-\frac{Q}{RT}}\sigma^m \quad (44)$$

計算を簡単にするため、 t_r の単位を時間hとし、両辺の常用対数をとることにする。整理すると、

$$T \log t_r = \frac{Q \log e}{R} - T \log \frac{A'\sigma^m}{\varepsilon_r} \quad (45)$$

となる。これを式(42)に代入すると、

$$P_{LM} = \frac{Q \log e}{1000R} + \frac{T}{1000} \left(C - \log \frac{A'}{\varepsilon_r} - m \log \sigma \right) \quad (46)$$

となる。ここで、 ε_r は試験条件を変えても変化が少ないので一定とみなす。これにもとづくと、Larson-Miller指数はクリープの活性化エネルギー Q に対して線形に大きくなる数であることがわかる。また、 T を一定にして σ を変化させて取得したデータについては、式(43)で $N=1$ とすれば近似曲線が得られるということが理解できる。 T が変化する場合には、式(42)の仮定ではないものとした T の寄与が出現し、その程度は括弧内の大きさによる。よって、 C は括弧内の大きさを調整し、異なる温度 T で取得したデータを1本の近似曲線にのせるための係数であると理解できる。LarsonとMillerは $C=20$ を提案しており[17]、低放射化バナジウム合金ではこれが用いられているが[16]、低放射化フェライト鋼では $C=30$ のほうが良い近似が得られるとされている[18]。

2.2.2 微小試験片を用いる場合の注意点

微小試験片を用いる場合、図7において変位計2の変位を使用すると、引張試験と同様に式(29)で示したみかけの公称歪 ε_H を測定していることになる。見かけの瞬間歪 ε_{0H} は、

$$\text{見かけの瞬間歪 } \varepsilon_{0H} = \varepsilon_0 + \frac{x_H}{P} \quad (47)$$

となるが、荷重 F は一定に保たれるので、誤差の原因である x_H はそれ以上増えず一定であると期待できる。よって見かけの公称歪 ε_H を使用しても、次式のように見かけの瞬間歪との差をとれば、図8の ε_d を評価することは可能である。

$$\varepsilon_H - \varepsilon_{0H} = \varepsilon + \frac{x_H}{P} - \left(\varepsilon_0 + \frac{x_H}{P} \right) = \varepsilon - \varepsilon_0 = \varepsilon_d \quad (48)$$

上で議論した最小クリープ速度と平均クリープ速度は ε_d を用いて評価可能である。

2.2.3 核融合炉構造材料のクリープ特性

図9に低放射化フェライト鋼と低放射化バナジウム合金

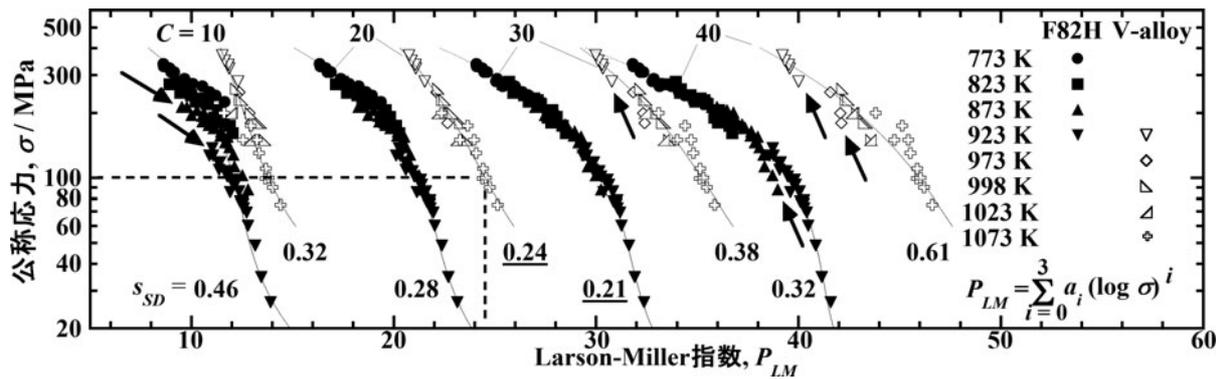


図9 Larson-Miller 指数の負荷応力依存性と近似式からの誤差の標準偏差 s_{SD} .

の Larson-Miller 指数と負荷応力（公称応力）の関係を示す。これは Larson-Miller プロットと呼ばれる。低放射フェライト鋼については F82H-IEA 及び F82H-pre IEA ヒート [19] のデータを使用した。バナジウム合金については NH2 のデータがまだ少ないので、近似の議論ができない。そこで、比較的データのある同じ合金組成の米国材 US832665 [20] についても参照し、まとめてプロットして図中では V-alloy としてある。フェライト鋼のクリープ試験には規格試験片が使用されているが、バナジウム合金については微小試験片が使用されている。ここでは、式(42)の C を 10, 20, 30 及び 40 で変化させて近似を行った。式(43)の N は 3 として回帰分析を行った。回帰曲線と実測データとの誤差の標準偏差 s_{SD} を図中に示した。標準偏差の計算を簡単にするため、 s_{SD} は P_{LM} の誤差について求められている。 C の値を変化させると、図中の矢印で示したとおり、試験温度によっては明らかに回帰曲線とは異なるトレンドを示すものがでてくる。これは $C=10, 40$ の場合に顕著である。バナジウム合金では $C=20$ のとき、フェライト鋼では $C=30$ のときに図中の下線で示したように s_{SD} が最小となり、四つの C の中では最も良い近似が得られる。なお、 C 自体も変数として回帰分析を行い、より近似の良い C を得ることも可能である。

ここで注意が必要なのは、Larson-Miller 指数 P_{LM} は C とともに大きくなるので、異なる合金のクリープ強度の相対比較をする場合には、同じ C を用いなければならないということである。図では、同じ C と P_{LM} ではバナジウム合金の負荷応力のほうがフェライト鋼より大きいので、クリープ強度はバナジウム合金のほうが高いといえる。

Larson-Miller 指数を用いて得られた近似曲線はクリープ破断時間あるいは許容応力を予測するためのマスターカーブとして使用される。例えばバナジウム合金の場合に想定される運転温度 973 K について考える。 $C=20$ のとき、973 K で $t_r = 10$ 万時間（約 10 年）の破断時間を確保する場合には、式(42)より必要な Larson-Miller 指数は、

$$P_{LM} = \frac{973(\log 10^5 + 20)}{1000} = 24.3 \quad (49)$$

である。図の点線で示したとおり、許容応力は 100 MPa となる。この負荷応力、あるいはこれより低い応力だと、

破断寿命は 10 万時間以上になると推定できる。ただし、図で分かるように点線と回帰曲線が交わる部分にあるデータは 1073 K で取得されたものである。実際には 973 K では $t_r = 1959$ h が最長の破断時間であり、それ以上長時間の試験で近似曲線が検証されているわけではない。式(46)で示すように、 P_{LM} は活性化エネルギーと相関があり、さらに式(43)の回帰曲線 $f(\sigma)$ には試験温度 T の寄与を取り入っていない。このことから、クリープのメカニズムが変わって活性化エネルギーが変化する場合、実測データの取得温度と推測の対象となる温度の差が大きい場合などには、近似の誤差が大きくなるのが理解できる。ここでは高温、短時間のデータから低温、長時間のクリープ特性を推定しているにすぎないことに注意が必要である。

図9の F82H のデータは規格試験片によるものであり、10 万時間を越えるようなクリープデータも取得されている [19] ので、信頼性のあるマスターカーブが整備されつつある。微小試験片を用いた F82H のクリープ試験においては、規格試験片よりも加速クリープが短くなって破断寿命が低下するとの指摘がある [21] が、寸法効果に関する系統的な研究は無く必要な試験片サイズについては必ずしも明らかになっていない。また、引張特性同様、低放射化バナジウム合金については規格試験片を用いたクリープデータが無く、その取得が今後の課題である。

参考文献

- [1] 日本工業規格 JIS Z 2241 金属材料引張試験方法 (2011)。
- [2] 日本工業規格 JIS G 0567 鉄鋼材料及び耐熱合金の高温引張試験方法 (2012)。
- [3] 芝清之：低放射化フェライト鋼 F82IEA ヒート材の特性, JAERI Tech, 97-038 (日本原子力研究所, 1997)。
- [4] S. Hara *et al.*, J. Nucl. Mater. **258-263**, 1280 (1998)。
- [5] T. Hirose *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 108 (2011)。
- [6] K. Shiba and T. Hirose, Fusion Eng. Des. **81**, 1051 (2006)。
- [7] K. Miyahara *et al.*, J. Nucl. Mater. **133&134**, 506 (1985)。
- [8] 微小試験片材料評価技術の進歩, 「微小試験片材料評価技術」専門委員会, (社団法人日本原子力学会, 1992)。
- [9] A. Kohyama *et al.*, J. Nucl. Mater. **179-181**, 417 (1991)。
- [10] Y. Kohno *et al.*, J. Nucl. Mater. **283-287**, 1014 (2000)。
- [11] T. Nagasaka *et al.*, Tensile properties of F82H steel after aging at 400 to 650 °C for 100 kh, 28th Symposium on Fu-

sion Technology, Sep. 29th - Oct. 3rd, 2014, Kursaal Congress Center, San Sebastian, Spain.

- [12] A. Nishimura *et al.*, J. Nucl. Mater. **307-311**, 571 (2002).
- [13] T. Nagasaka *et al.*, Fusion Eng. Des. **81**, 307 (2006).
- [14] 日本工業規格 JIS Z 2271 金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法 (2010).
- [15] 中田隼矢ら：日本金属学会誌 **71**, 239 (2007).

- [16] R. J. Kurtz *et al.*, J. Nucl. Mater. **329-333**, 47 (2004).
- [17] F. R. Larson and J. Miller, Trans. ASME **74**, 765 (1952).
- [18] M. Tamura *et al.*, Metal. Mater. Trans. A **44**, 2645 (2013).
- [19] H. Tanigawa *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 9 (2011).
- [20] K. Natesan *et al.*, Fusion Mater. Semiannual Progress Rep. US-DOE/ER 0313/29 (US-DOE, 2000) p. 37.
- [21] N. Yamamoto *et al.*, J. Nucl. Mater. **307-311**, 217 (2002).



ながさか たくや
長坂 琢也

核融合科学研究所。主な研究分野：核融合炉用低放射化材料の開発。特にバナジウム合金の開発をしています。バナジウム：Vanadium の語源は Vanadis つまり Venus (女神)。核融合発電という難題に何十年も苦しむ人類に、女神が優しく微笑み解決に導いているのだと思っています。



講座 核融合構造材料における機械的特性の評価法とデータ解析

3. 疲労試験の試験手法とデータ解析の実例

3. Methods and Data Analysis Example of Fatigue Tests

野上 修平

NOGAMI Shuhei

東北大学大学院工学研究科量子エネルギー工学専攻

(原稿受付：2015年4月14日)

核融合炉の設計・運用においては、装置の起動停止やプラズマの繰り返し照射などにより疲労損傷が導入されることが想定されるため、疲労寿命を精度よく評価することが重要である。疲労とは、一回の負荷では破断に至らない程度の荷重が材料に繰り返し負荷されることにより、材料内に微小なき裂が発生し、それが成長して破断に至る損傷である。疲労寿命は、負荷された応力・ひずみ振幅と破損繰返し数の関係を規格試験片による疲労試験によりデータベース化し、それと実構造物における発生応力・ひずみを比較することにより、一般に評価される。本章では、主に低サイクル疲労を対象に、標準的な試験法を解説しながら、疲労試験の結果として求められる疲労限度や寿命予測式等について解説する。試験法の解説においては、試験片の微小化などの核融合炉特有の課題と展望についても記述する。

Keywords:

fatigue, fatigue life, fatigue limit, S-N curve, ϵ -N curve, hysteresis curve, Coffin-Manson's law, Manson's universal slope method, small specimen test technique

3.1 疲労現象

3.1.1 疲労現象とその重要性

全ての材料は、それぞれ特有の強度（強さ）を有しており、強度以上の応力（負荷された荷重を、それを負担する面積で除した値）が負荷されたとき、一般的に材料は破壊する。しかし、この強度より小さな応力でも、それを繰り返し負荷した場合に材料が破壊することがある。このような現象を疲労 (fatigue) と呼ぶ。

日本機械学会の技術資料によれば、構造物の破損・破壊の多くが、疲労により引き起こされている[1]。古くは鉄道車両の車軸の折損事故や、1950年代に起こったジェット旅客機コメット機の墜落事故、最近では1990年代後半に起こった高速増殖炉「もんじゅ」のナトリウム漏えい事故や、HII ロケット打ち上げ失敗などにおいて、機器の疲労破壊が不具合の原因の一つと指摘されている[2]。

このように、古くから構造物の健全性を判断する上で重要とされている疲労現象であるが、その使用条件が科学技術の発達とともに複雑かつ過酷になっていることと、疲労現象そのものの潜在的な複雑さから、その設計や運用において今なお最も重視すべき材料の損傷・劣化事象の一つであることには変わりはない。よって、今後ますます開発が進展し、構造強度に関する健全性の評価や、機器としての長寿命化などが厳しく要求されることになる核融合炉においても、疲労損傷の理解と、設計および保全への反映は不可欠であり、まずは、開発に関わる全ての研究者、技術者が

その重要性を理解することが望まれる。本報では、その理解の一助として、一般的な疲労試験の試験手法とデータ解析の実例、核融合炉材料の評価における課題などについて概説する。

3.1.2 疲労寿命とそれに至る損傷過程

構造物の「寿命」を決定する因子は様々あるが、疲労損傷の観点からは、「疲労寿命 (fatigue life), N_f 」として取り扱われる。疲労寿命は、構造物の中で疲労損傷を受ける部位にいわゆる規格試験片を想定し、その試験片が実構造物と同等の繰り返し負荷を受け破断した際の繰返し数、つまり、試験片の「破損繰返し数 (number of cycles to failure)」で定義されるのが一般的である[3]。しかし、疲労損傷過程においては、この寿命に至るまでに様々な現象が生じており、大きくは、き裂が発生するまでの過程と、発生したき裂が進展する過程に分けられる[3]。よって、疲労寿命はそれらの過程を包含した巨視き裂の発生寿命ともいえる[3]。したがって、材料や構造による疲労寿命の相違の理解や、それらの長寿命化を図るためには、疲労寿命のみならず、き裂が発生するまでの過程と発生したき裂が進展する過程それぞれの詳細なメカニズムを理解することが重要である。図1は、Forsythによって示された高力アルミニウム合金における疲労損傷過程の模式図である[4]。初期のすべり帯発生、入込みや突出しなどの表面形状変化、き裂の発生から進展への移行、巨視き裂進展に伴う断面減少による静的最終破断と、疲労損傷過程が詳細に示されてお

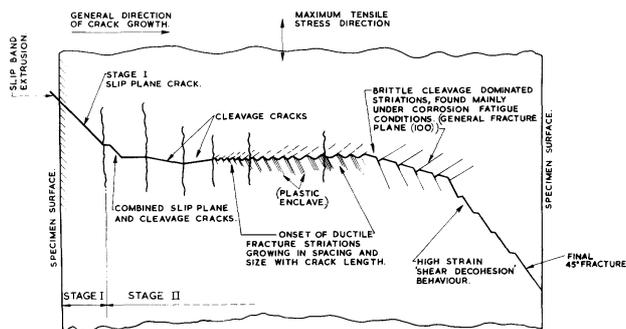


図1 高力アルミニウム合金の疲労損傷過程の模式図[4].

り、現状でも、一般的な金属の疲労損傷過程は、この理解が広く適用されている[3].

3.1.3 S-N 曲線と疲労限度および疲労の分類

疲労寿命とそれに至る損傷過程の理解のため、材料の疲労試験が行われる。基本的な疲労試験では、図2のように、繰返し応力を規格試験片に負荷し、破損繰返し数（あるいは疲労寿命）を求めるのが一般的である[5]。疲労試験の試験条件は、1サイクル中の応力の最大値 σ_{max} 、最小値 σ_{min} 、応力振幅 σ_a ($=(\sigma_{max} - \sigma_{min})/2$) または応力範囲 $\Delta\sigma$ ($=\sigma_{max} - \sigma_{min}$)、平均応力 σ_m ($=(\sigma_{max} + \sigma_{min})/2$) および応力比 R ($=\sigma_{min}/\sigma_{max}$) で特徴づけられる[5]。疲労試験の結果は、図3のように、縦軸に σ_a または $\Delta\sigma$ の対数を、横軸に N_f の対数をとって表すことが多く、これをS-N曲線という[5].

一般的な材料では、負荷する応力が小さくなるほど疲労寿命は長くなるため、S-N曲線は右肩下がりの曲線となる[3]。しかし、一部の材料では、ある一定の負荷応力を下回ると繰返し数によらず材料は破断しなくなる[3]。つまり、図3に示すように、S-N曲線は屈曲し、それ以降は横軸に対して水平な線となる。この破断しなくなる最大の応力を「疲労限度 (fatigue limit)」と呼ぶ[3]。構造物の設計においては、発生応力を疲労限度以下にすることで、疲労の観点での構造信頼性が担保されるという考え方がある。ただし、疲労限度以下においても疲労損傷の発端であるすべり帯や、場合によっては微小き裂も発生していることが知られていることから、疲労限度は微小き裂発生しきい応力ではなく、微小き裂進展しきい応力と理解するほうが保守的かつ安全側であると考えられる[3]。なお、次節でも触れるが、疲労試験は負荷方式に応じて複数の種類があり、一般的に疲労限度の値はこの負荷方式に依存することを注意することが必要である[3].

3.1.4 疲労の分類

破損繰返し数 10^4 から 10^8 回程度を境に、それ以上の場合を高サイクル疲労 (high cycle fatigue, HCF と略す場合もある)、それ以下の場合を低サイクル疲労 (low cycle fatigue, LCF と略す場合もある) あるいは塑性疲労と呼ぶ[5]。また、詳細は割愛するが、 10^7 回以上の疲労は特有の損傷過程をたどる場合があり、特に超高サイクル疲労 (very high cycle fatigue) あるいはギガサイクル疲労 (giga-cycle fatigue) と呼ばれる。

低サイクル疲労では、疲労試験における負荷応力が材料

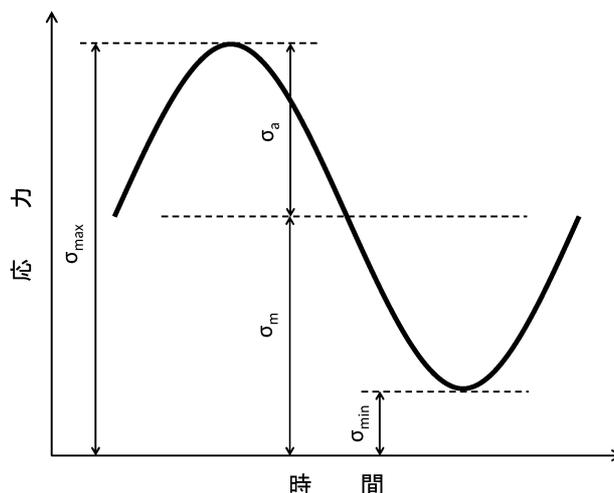


図2 繰返し応力負荷の模式図.

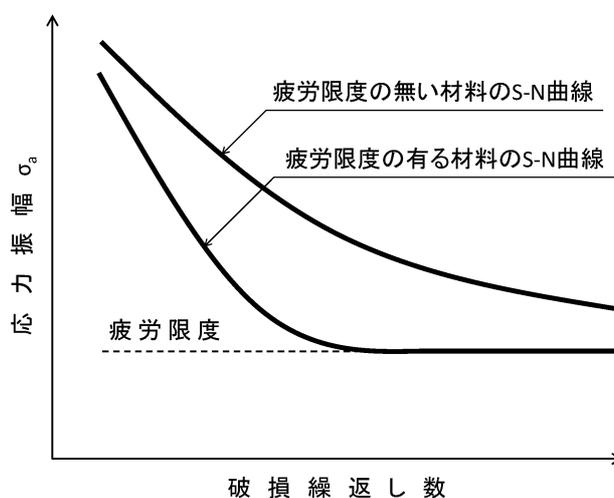


図3 S-N 曲線の模式図.

の降伏応力を超えるため、材用は塑性変形する。降伏応力後の応力-ひずみ関係は、弾性変形領域と異なり非線形性を有するため、低サイクル疲労試験を応力制御 (定応力) で実施するか、ひずみ制御 (定ひずみ) で実施するかによって、得られる疲労寿命などの結果は異なる場合が多い[3]。よって、低サイクル疲労試験をひずみ制御で実施する場合には、縦軸を応力とするS-N曲線の代わりに、縦軸をひずみとする ϵ -N 曲線で結果を評価するのが一般的である[5].

3.2 疲労試験法とその規格

疲労試験は負荷方式に応じて複数の種類がある。現在も評価に使用されている代表的なものとしては、引張圧縮疲労試験、回転曲げ疲労試験、平板曲げ疲労試験、ねじり疲労試験、組合せ応力疲労試験などがある。歴史的には、車軸の疲労破壊をきっかけに疲労試験が重視された経緯があるため、回転曲げ疲労試験と呼ばれる曲げモーメントを受けながら試験片を回転させる疲労試験法の適用事例が比較的多い[6]。しかし、材料の疲労寿命を評価する上で最も基本的かつ汎用性のある疲労試験は引張圧縮疲労試験であ

り、現在でも多くの分野で適用されている[6].

疲労試験に関する JIS の規格としては、繰返し数 10^4 回以上の疲労寿命を対象として室温大気中で行う標準試験片による金属材料の疲労試験方法について規定した、

Z2273 「金属材料の疲れ試験方法通則」

Z2274 「金属材料の回転曲げ疲れ試験方法」

Z2275 「金属材料の平面曲げ疲れ試験方法」

があり、用語の意味、試験片、試験機、試験方法、試験結果の取扱いが定められている。これらに加えて金属材料を対象とした規格としては、試験温度や負荷条件などに応じて、

Z2278 「金属材料の熱疲労試験方法」

Z2279 「金属材料の高温低サイクル疲労試験方法」

Z2283 「金属材料の液体ヘリウム中の低サイクル疲労試験方法」

Z2286 「金属材料の高温回転曲げ疲労試験方法」

などもある。さらには、ファインセラミックスに特化した疲労に関連する規格として、以下に示すようなものもある。

R1621 「ファインセラミックスの室温曲げ疲労試験方法」

R1658 「ファインセラミックスの高温曲げ疲労試験方法」

R1677 「ファインセラミックス多孔体の室温曲げ疲労試験方法」

R1692 「ファインセラミックス基板の熱疲労試験方法」

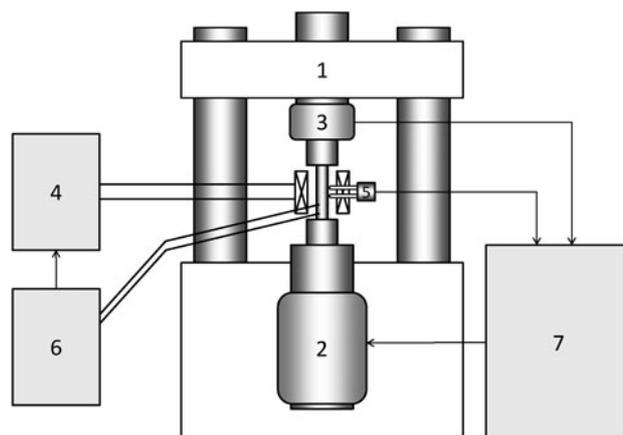
次節以降では、種々の発電機器において重要視されている高温低サイクル疲労を対象とした試験方法に関して、材料学会高温部門委員会により提唱されている試験法標準[7]の一部を参照しながら、疲労試験に精通していない研究者や技術者が特に注意を要する点や、核融合材料の評価に特有な事柄を中心に概説する。

3.3 標準的な高温低サイクル疲労試験法

3.3.1 はじめに

高温低サイクル疲労試験とは、円形や矩形の断面の試験部を有する試験片を使用し、その試験部を外部から加熱して一定の温度に保ち、治具を介して試験片と連結された負荷装置（アクチュエータ）により機械的に繰返し応力や繰返しひずみを試験片に加える疲労試験のことである。試験機にはロードセルが取り付けられ、試験中の荷重はロードセルにより計測される。試験片には変位計測装置が取り付けられ、計測された変位を基準にひずみが算出される。ひずみ制御試験においては、変位計測装置の計測結果が制御系にフィードバックされることにより、一定のひずみの繰返し負荷が実現される。

図4に、高温低サイクル疲労試験のための試験機および制御系の代表的な基本構成を模式図で示す。JIS などでも規定されているように、高温低サイクル疲労試験においては、試験片の形状や加工方法、試験機（負荷装置、ひずみ計測装置、加熱装置など）、試験方法（試験片の取付け方



1:ロードセル, 2:負荷装置(アクチュエータ), 3:ロードセル, 4:加熱装置, 5:変位計測装置(伸び計), 6:温度測定装置, 7:制御装置

図4 高温低サイクル疲労試験機の構成の模式図。

法、温度計測方法、負荷方法など)のそれぞれに対する配慮を充分施す必要がある。また、試験により得られた結果は、破損繰返し数などを定義に則って求め、整理することが必要である。

次項からは、その中でも JIS 等の規格には詳細が記述されておらず、これから疲労試験を実施しようとする研究者や技術者の方が留意すべき事項として、試験片、変位計測装置、試験片の温度測定方法および試験結果の解析について概説する。なお、これらの説明は、試験雰囲気は一定温度下の大気雰囲気、負荷は試験片軸方向の単軸負荷、制御方式はひずみ制御(定ひずみ振幅制御)とした、金属材料を対象とした引張圧縮高温低サイクル疲労試験のみを想定したものであり、標準的ではあるものの限定された条件における疲労試験法についての説明であることを理解されたい。よって、核融合炉材料では多用される真空中試験特有の課題、配管材料などで考慮すべき環境中疲労試験特有の課題、核融合炉機器において高温低サイクル疲労以外に想定される熱疲労試験や高サイクル疲労試験などの特有の課題、セラミックス材料をはじめとする非金属材料の試験特有の課題については割愛する。

3.3.2 試験片

高温低サイクル疲労試験では、試験部(標点部とも呼ぶ)に平行部を有する中実丸棒型試験片を採用するケースが多く、一部では、試験部が連続的に曲率を有する中実砂時型試験片や試験部断面が矩形の板型試験片も採用される。図5に、典型的な中実丸棒型試験片および中実砂時型試験片の外観写真を示す。中実丸棒型試験片の形状は、試験部断面の直径を基準に、試験部の長さや試験部縁部の曲率半径を規定するケースが多く、中実砂時型試験片の形状は、試験部の最小断面の直径を基準に、砂時計型をした試験部の曲率半径を規定するケースが多い。なお、中実砂時型試験片については、中実丸棒型試験片に比べて座屈が生じにくく、き裂発生位置が限定されるなどの利点があるが、一方で、中実丸棒型試験片と異なる疲労寿命を示す場合があるとの報告もあるため、使用にあたっては注意が必要である[8-11].



図5 疲労試験片の外観写真。

前述のとおり、疲労損傷過程においては、そのすべり帯や入込み・突出しの形成、き裂の発生に至るまで、材料の表面における性状変化が大きな役割を担っている。よって、疲労試験に使用する試験片の試験部の表面仕上げの状態は、試験結果に大きな影響を与える。したがって、試験部の表面は、十分に研磨を施し、傷や加工層などを除去することが重要である。特に、引張圧縮試験に代表される軸力試験では、研磨由来の残存傷が試験によるき裂発生を促進することを抑制するため、慣例的に、応力・ひずみ負荷方向と平行な方向に研磨をすることが良いとされている。

最後に、核融合炉機器の構造材料の中には、運転中に中性子の照射を受けるものがある。それら構造材料の本質的な疲労寿命を明らかにするためには、中性子照射材の疲労寿命を評価することが必要である。中性子照射後の疲労寿命の評価においては、試験片を試験用軽水炉などに装てんして中性子を照射し、その後炉外で疲労試験を実施する。この際、試験炉中で試験片を装てんできる容量が限られていることや、照射による誘導放射能が照射後試験の妨げになることから、試験片を小型化する場合がある。ここで注意すべきは、JISなどで規定されている疲労試験法は、こういった小型化された試験片は考慮されていないことである。例えば JIS Z 2279 では、中実丸棒型試験片の試験部断面直径は 6 mm 以上とされている。

3.3.3 変位計測装置

中実丸棒型試験片を用いた高温低サイクル疲労試験片に適用される変位計測装置の代表例を図6に示す。アルミナなどの高温での使用が可能な材料で製作された、先端の尖った2本のロッドを試験片に押し付け固定し、そのロッド間の距離の変化を種々の方式で検出することにより、疲労試験中の試験部の軸方向の変位を計測する。変位検出の方式としては、ひずみゲージ式、静電容量式および差動トランス式などがあるが、ここでは詳細は割愛する。

この方式の変位計測装置は、比較的原理および構造が簡単で、計測精度も高い反面、取付けには熟練を要する。試験片への取付けにおいては、双方のロッドを確実に試験片に押し付け、また、その押し付け力の均衡を図ることが重要である。変位計測装置で計測された変位に基づくひずみ

制御試験において、試験中に試験片からロッドが外れた場合には、試験の制御は不能となり、負荷装置が暴走してしまう可能性がある。また、ひずみ計測・制御精度の観点では、2本のロッドの間隔を、予め設定された標点間距離 (G.L.; gauge length) に合わせる事が重要である。一般的な定義から、試験片軸方向のひずみは、変位計測装置の初期の値であるロッドの間隔 (L_0) と、同装置で試験中に計測された変位 ($L_0 + \Delta L$ または ΔL) から求められる。一方で、実際の試験においては、G.L.は予め制御系などで設定されており、試験中に検出された ΔL と G.L.を用いてひずみを算出し、試験が制御されることから、G.L.と L_0 が一致していることが前提となっている。したがって、それらが大きく乖離した状態で変位計測装置を取り付けると、ひずみの値の精度は大幅に低下する。

最後に、中実砂時型試験片についてはその軸方向ひずみを測定することはできないため、試験部の最小断面の径方向ひずみを測定し、軸方向ひずみに換算することにより、ひずみ制御の試験が行われる。径方向のひずみの測定には、レーザ変位計などが使用される。しかし、径方向ひずみから軸方向ひずみへの換算式については議論があり、前述の中実丸棒型試験片との疲労寿命の違いに影響を与えている可能性があることに注意が必要である [8-11]。

3.3.4 試験片の温度測定方法

長時間の安定性が求められる高温低サイクル疲労試験での試験片の温度測定においては、熱電対の使用が最も簡便かつ精度が高いといえる。熱電対による温度測定としては、熱電対素線の先端を疲労試験片の試験部に接触させ、固定することが望ましく、その固定手段としては溶接が最も簡便かつ信頼性が高い。しかし、溶接熱影響や熔融により、溶接部およびその周辺は、試験片の素材そのものの組織から改質され、き裂発生挙動などの疲労特性も変化してしまう場合がある。また、当該部位は応力集中が生じるため、場合によってはき裂の発生源となってしまふ恐れもある。このような懸念を回避するため、図6に示すように、試験部に熱電対を溶接せずに、試験部縁部の曲率を有する部位に溶接することがある。ただし、試験片の加熱方法に

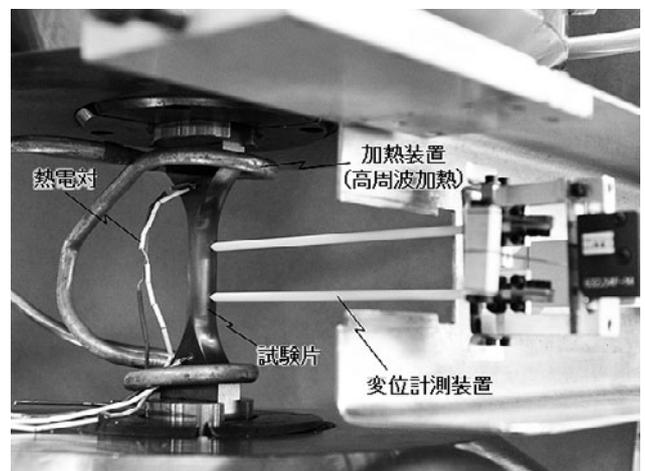


図6 高温低サイクル疲労試験における試験片、変位計測装置、加熱装置と熱電対の取付け状態の外観写真。

もよるが、この場合には試験部と当該部位の温度が異なる可能性があるため、予め両者の温度の相関を調べた上で、その関係を基に実際の疲労試験における試験温度制御をすると良い。

熱電対以外の温度測定の方法としては、赤外線放射温度計を用いた方法がある。赤外線放射温度計の大きな特徴として非接触で温度測定ができる点があり、例えば真空中での疲労試験においては真空チャンバーの外からの計測ができ、また熱電対の溶接ができないような材料や試験片に対しても有効である。ただし、測定精度を確保するためには、測定対象の放射率を正確に求めた上で温度測定することが必要であり、熱電対に比べるとその精度の保証に工夫が必要である。

3.3.5 試験結果の解析

①ヒステリシスカーブの解釈

図7に、低サイクル疲労試験における典型的な繰返し応力-ひずみ関係（ヒステリシスカーブ）の模式図を示す。このヒステリシスカーブから、個別の疲労試験の試験条件や試験結果を示すパラメータとして、応力振幅 σ_a 、応力範囲 $\Delta\sigma$ ($= 2\sigma_a$)、平均応力 σ_m 、応力比 R ($= \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$)、ひずみ振幅 ϵ_a 、塑性ひずみ振幅 ϵ_{pa} 、弾性ひずみ振幅 ϵ_{ea} 、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ ($= 2\epsilon_a$)、塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ ($= 2\epsilon_{pa}$)、弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ ($= 2\epsilon_{ea}$) などが求められ、次項以降の各種解析や寿命予測式の構築に用いられる[5]。

②破損繰返し数の導出

ひずみ制御での低サイクル疲労試験では、最終的に試験片が破断せずに試験が終了することなどを考慮し、いわゆる試験片破断時の繰返し数（破断寿命）ではなく、繰返しに伴うピーク応力や荷重範囲の低下挙動に基づき破損繰返し数を導出することが多い。JIS Z 2279では、国内外の学協会によって提唱されている破損繰返し数の定義を列記している。その中で、本章では、我が国で広く用いられている材料学会および溶接協会により提唱されている定義について、核融合炉用低放射化フェライト鋼の実試験データを基に説明する。

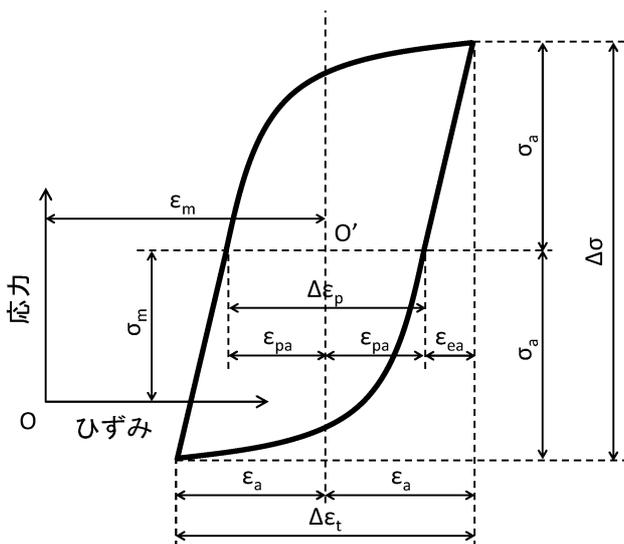


図7 ヒステリシスカーブの模式図。

図8は、筆者らによって取得された低放射化フェライト鋼 F82H のひずみ制御での低サイクル疲労試験により得られた繰返し荷重毎の引張ピーク応力 σ_{peak} と繰返し数 N の関係の一例である。引張ピーク応力 σ_{peak} は、前述のヒステリシスカーブにおける引張側の最大応力である。一般的に、製造過程において焼きなましを施された材料は繰返し荷重にともなうピーク応力の増加（繰返し硬化）が生じ、冷間加工や熱処理硬化を施された材料は繰返しにともなうピーク応力の低下（繰返し軟化）が生じる[3]。低放射化フェライト鋼 F82H は、図8でもわかるとおり、繰返し軟化を示す材料である。材料学会および溶接協会により提唱されている定義では、「引張ピーク応力が最大または定常となったときの値の4分の3に低下（25%低下）するまでの繰返し数」を破損繰返し数としている。この破損繰返し数を他と区別するため N_{25} と記述する場合もある。図8に示すとおり、低放射化フェライト鋼 F82H は繰返し初期の急峻な引張応力の低下の後、定常的に低下する期間があり、最後にき裂開口などにともなう引張ピーク応力の急峻な低下が見られる。この試験において、いわゆる破断寿命は約3600回であるのに対し、引張ピーク応力 σ_{peak} と繰返し数 N の関係のグラフから求めた破損繰返し数 N_{25} は約3220回となる。

最後に、上述のように規格等では破損繰返し数の定義を提唱しているものの、個別の研究論文などにおいては、必ずしもこういった定義に即さない方法で寿命を導出したり、もしくは破損繰返し数の導出方法を明記していないまま公開している場合も散見されるため、それら公開データの引用の際には充分注意が必要であると考えられる。

③ひずみ-破断繰返し数関係

低サイクル疲労は、塑性疲労とも呼ばれるように、塑性ひずみ範囲（塑性ひずみ振幅）が疲労寿命などを支配する[3]。したがって、試験における制御パラメータである全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ ($= \Delta\epsilon_p + \Delta\epsilon_e$) を塑性ひずみ範囲と弾性ひずみ範囲の和と捉え、試験結果はそれぞれに対して解析するとより理解が進む。低サイクル疲労における塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ と弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ に対しては、それぞれ Coffin と

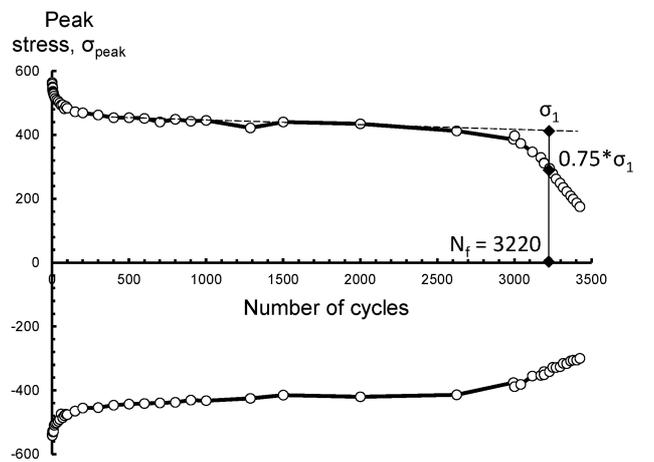


図8 F82Hの室温大気中低サイクル疲労試験におけるピーク応力と繰返し数の関係の一例。

Manson および Basquin により下式が提唱されており、それぞれ Coffin-Manson 則 [12, 13] と Basquin 則 [14] と呼ばれている。

$$\Delta \epsilon_p \cdot N_f^{\alpha_p} = C_p, \quad (1)$$

$$\Delta \epsilon_e \cdot N_f^{\alpha_e} = C_e. \quad (2)$$

ここで、 α_p および C_p は疲労延性に関する定数で、それぞれ疲労延性指数および疲労延性係数と呼ばれ、一方、 α_e および C_e は疲労強度に関する定数で、それぞれ疲労強度指数および疲労強度係数と呼ばれる [3]。

図 9 は、低放射化フェライト鋼 F82H の室温大気中におけるひずみ制御の低サイクル疲労試験結果について、ヒステリシスカーブの解析により $\Delta \epsilon_p$ および $\Delta \epsilon_e$ と破損繰返し数 N_f (ここでは N_{25}) との関係それぞれ Coffin-Manson 則と Basquin 則に基づき定式化し、両対数グラフに示したものである [15]。前述のように、低放射化フェライト鋼 F82H は繰返し軟化するため、ひずみ制御試験において $\Delta \epsilon_t$ は一定であるが、 $\Delta \epsilon_p$ と $\Delta \epsilon_e$ は繰返しとともに変化する。このような場合、寿命中期、具体的には破損繰返し数の半分 ($N_f/2$) 近傍におけるそれぞれの値を用いて結果を整理することが多く、ここでもその方法で求められている。図 9 でもわかるとおり、 $\Delta \epsilon_t - N_f$ 曲線は、高ひずみ条件 (低サイクル条件) では Coffin-Manson 則の式に漸近し、低ひずみ条件 (高サイクル条件) では Basquin 則に漸近する [3]。

④ 共通勾配法による寿命予測

いわゆる試験片を用いた低サイクル疲労試験における変位計測装置による測定や、実構造物を対象としたひずみゲージなどによる測定で得られる情報は、塑性ひずみではなく全ひずみである [3]。したがって、前項のような塑性ひずみや弾性ひずみ範囲に基づく寿命則ではなく、全ひずみ範囲に基づく寿命則のほうが実用上は望ましい。Manson は、引張試験などで得られる静的な機械的性質を用い

た全ひずみ範囲と破損繰返し数の関係の予測式を提唱しており、共通勾配法と呼ばれている [16]。

$$\Delta \epsilon_t = 3.5(\sigma_B/E)N^{-0.12} + \epsilon_f^{0.6}N^{-0.6}. \quad (3)$$

ここで、 σ_B は引張強さ、 E はヤング率、 ϵ_f は破断延性である。

最後に、Coffin-Manson 則と Basquin 則、Manson の共通勾配法ともに、材料の疲労寿命を予測する上では非常に有効なツールといえる。ただし、これらは鉄鋼材料などの工業的に成熟した材料を対象に研究が長年進められ、その有効性が実証されている経緯もあるため、核融合炉材料はじめ近年開発された特殊な材料に対しては、これら寿命則の適用妥当性を十分精査してから使用することが必要であると考えられる。

3.4 核融合炉材料の評価における課題と展望

現在開発が進められている原型炉ブランケットにおいては、運転初期のパルス運転モード時やディスラプション等による疲労、冷却媒体流動による疲労など、さまざまな疲労が構造材料に生じることが想定される。よって、設計時および供用中においては寿命評価が必要であるため、構造材料の疲労寿命データベースが不可欠となる。

原型炉での使用が想定されている低放射化フェライト鋼 F82H については、比較的多くの規格に則った室温試験データが複数の機関によって取得されている。一方、高温データについては、かなり限定されたものしか現状では取得されていない。低放射化フェライト鋼を使用したブランケットの最高使用温度は 550℃ が想定されているため、設計マージンを考慮し、最高 700℃ 程度までの疲労寿命データの整備と最適疲労設計曲線 (S-N 曲線やひずみ-破断繰返し数の関係に対し、構造設計基準等に基づく安全率を考慮した曲線のこと。構造設計等においてはこの最適疲労設計曲線を用いて寿命評価することが多い) の構築が喫緊の課題と考えられる [17]。

中性子照射を受ける核融合炉構造材料については、疲労損傷挙動や疲労寿命に及ぼす中性子照射効果の評価が不可欠である。中性子照射効果の評価においては、研究用原子炉や加速器を用いた中性子源等の適用が有効であるが、いずれも照射体積が制限されることから微小試験片の適用が必要である。JIS などの既存の疲労試験規格においては、微小試験片は範疇に入っていないため、標準試験と同等の評価が可能であり、構造物の寿命予測に適用可能であることを、核融合コミュニティが先導して実証し、規格化などにより広く受け入れられる試験技術として確立することが必要とされる。

微小試験片を用いた疲労試験においては、試験片の形状、サイズ、加工法、表面処理の最適化や、ひずみ計測の精度、照射材の試験を想定した遠隔制御性などが代表的な技術開発課題として挙げられる。この中で、試験片のサイズに関しては、低放射化フェライト鋼 F82H で製作された試験部直径が 1 mm 程度の微小試験片を用いた室温大気中における低サイクル疲労試験において、標準試験片と同等の疲労寿命を取得可能であることが示された [15]。しか

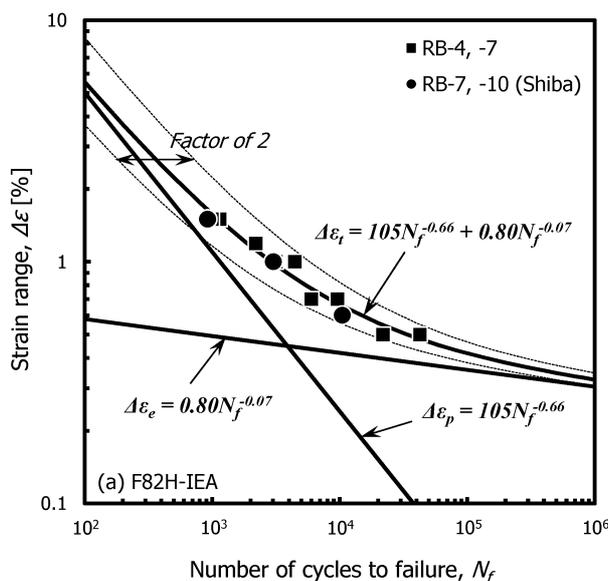


図 9 F82H の室温大気中低サイクル疲労試験における全ひずみ範囲、塑性ひずみ範囲および弾性ひずみ範囲と破損繰返し数の関係 [15]。

し、高温試験など、実機使用環境を想定した試験データに基づくその精度や妥当性などの検証はまだなされておらず、核融合炉構造材料用の微小試験片技術 (small specimen test technique) として早期に確立し、中性子照射環境における疲労寿命予測に反映することが重要である[16].

最後に、疲労寿命などの信頼性の高いデータベースを整備するためには非常に長い時間とコストを必要とする。よって、新たに全てのデータを取得し、核融合炉の設計に反映することは困難な場合も想定される。一方、規格化され、発電機器などで豊富な使用実績を有する鉄鋼材料を中心とした材料の疲労寿命等のデータは、例えば物質・材料研究機構においてデータベース化され、公開されており、疲労データシートという形で入手も可能である[18]。例えば低放射化フェライト鋼については、それに近い材料のデータベースは概ね完備されているといえるため、材料学的な観点からそれらのデータの適用性を確認した上で参照することも、一つの合理的な取組みと考えられる。

参考文献

- [1] 日本機械学会：技術資料，機械・構造物の破損事例と解析技術（日本機械学会，1984）.
- [2] 日本材料科学会編：先端材料シリーズ 寿命・余寿命予測と材料(裳華房，2006).
- [3] 日本材料科学会編：疲労設計便覧（養賢堂，2005）.
- [4] P.J.E. Forsyth, *Acta Metal.* **11**, 703 (1963).
- [5] 日本材料科学会編：改訂材料強度学（2005）.
- [6] 日本材料科学会編：改訂機械材料学（2011）.
- [7] 日本材料学会高温強度部門委員会編：高温低サイクル疲労試験法標準，JSMS-SD-7-03（2003）.
- [8] T. Bui-Quoc and A. Biron, *Exp. Mech.* **18**, 127 (1978).
- [9] 森野数博他：日本機械学会論文集 A60-571, 92 (1994).
- [10] 幡中憲治，藤満達朗：日本機械学会論文集 A52-484, 2566 (1986).
- [11] 服部 博他：材料 **35**, 343 (1986).
- [12] L.F. Coffin, *Trans. ASME* **76**, 931 (1954).
- [13] S.S. Manson, *NACA Tech. Note* 2933 (1953).
- [14] O.H. Basquin, *Proc. ASTM* **10**, 625 (1910).
- [15] S. Nogami *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **441**, 125 (2013).
- [16] S.S. Manson, *Experimental Mechanics* **5**, 193 (1965).
- [17] 芝 清之他：プラズマ・核融合学会誌 **87**, 187 (2011).
- [18] <http://smds.nims.go.jp/fatigue/>



の がみ しゅう へい
野上 修平

東北大学大学院工学研究科量子エネルギー工学専攻准教授。日立製作所において発電機器の構造信頼性に関する研究に従事した後、現在の職に移り、鉄鋼材料やセラミックス複合材料を対象に、疲労などの機械特性に及ぼす中性子照射の影響評価と、その評価技術の高度化に向けた研究開発に従事。自分自身の疲労が疲労研究の進捗に勝らないようにするのが永遠のテーマ。



4. 破壊靱性試験法とデータ解析の実例

4. Fracture Toughness Test Methods and Examples for Fusion Reactor Materials

山本 琢也

YAMAMOTO Takuya

University of California Santa Barbara

(原稿受付: 2015年6月15日)

本章では、核融合炉構造材料における破壊靱性の評価の重要性、および現在標準的に利用されている破壊靱性評価手法とその実例を紹介する。さらに、その標準的手法が抱える問題点や技術改善に向けての取り組みについても触れる。

Keywords:

fracture toughness, size effect, small specimen test technique, fracture toughness master curve, ASTM E399, ASTM E1820, ASTM E1921

4.1 破壊特性評価の重要性

原子力システムにおいては、とりわけ放射性物質の大量放出をもたらしかねない基本構造の破壊を防止することは、構造設計における最重要課題であり、初期の材料機械特性は勿論のこと、システム供用期間中に材料が被ると予想される劣化を考慮した上で、なおかつ破壊に至る可能性が否定できるだけの十分な裕度を持った設計が求められる。その際に、基本となる材料特性の1つが破壊靱性であり、破壊に対する材料の抵抗力の指標である。

原子力用構造材料の破壊靱性評価法としては、ASTM Internationalの規格、E399, E1820, E1921が国際的に広く利用されている[1-3]。しかしながら、実際に核融合炉の候補材料の開発・評価に携わる研究者の多くがしばしば見出すのは、これらの規格が極めて不十分だということである。詳細は4.3で扱うが、その多くは試験片サイズ規定に関わる問題である。例えばE399に規定される最小サイズは核融合炉の構造中で使われる板厚と比べて1桁大きく、E1820規定は通常の照射試験で許容されるサイズを大きく越える。E1921のサイズ規定に従うと非安全側の脆化予測に至る可能性がある。そのため4.3でも述べるように、それらの規格から逸脱した試験法によって破壊靱性評価が行われている例も少なくない。そこで本章では、そうした現状を踏まえての核融合炉材料の破壊靱性評価法に力点を置いて述べることにする。しかしながら、規格化された手法に基づく破壊靱性評価が核融合炉設計上求められることも少なくはなく、その規格が依拠する破壊力学理論に沿った試験が必要であることに疑いの余地はない。そこで、まず次章で、規格に沿った破壊靱性標準試験法について述べ、その標準試験法との対比を念頭に置きながら、実際に行われ

ている主な評価例を紹介する。

4.2 ASTM等の規格に基づく破壊靱性試験法

ここで述べる規格化された試験法については、文献[1-3]はもとより、破壊力学の教科書[4,5]などに網羅的かつ詳細に述べられている。そこで、紙面の制約上、後に紹介する実際の試験例の理解に必要な、試験法規格の要点と特に問題となる試験片サイズと試験条件に限って触れることにする。ここで触れない試験実施上の条件なども規定されている上に、それら全般にわたって年々改訂されており、実際の試験の際には最新の規格を参照することが必要である。

4.2.1 破壊靱性とは

どのような材料中にも、大小の亀裂として作用する欠陥が少なからず存在している。破壊靱性とは、その欠陥から破壊(=亀裂の進展)を開始または継続させるのに必要な応力負荷を現す指標である。また亀裂進展が停止に至るような応力場の上限値に対する指標にも使われるが、最も一般的には、破壊靱性といえば、破壊開始に対する指標を現す。

例として、亀裂に比べて十分に大きい2次元物体中での亀裂近傍の応力場を考えてみよう。図1に示すように、 x 方向に伸びた亀裂に、外力によりその亀裂を y 方向に開く応力場が生じていた場合、その亀裂先端を原点とした極座標系での位置 (r, θ) に存在する微小要素に働く応力場は、弾性論に基づく解析により(1)式で表される。

$$\sigma_{xx} = K_I f_{xx}^{(1)}(\theta) / \sqrt{2\pi r} \quad (1a)$$

$$\sigma_{yy} = K_I f_{yy}^{(1)}(\theta) / \sqrt{2\pi r} \quad (1b)$$

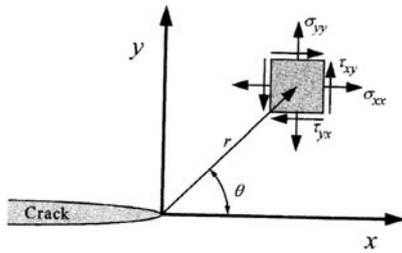


図1 亀裂近傍の応力場を記述するための座標系と応力の種類 [4].

$$\tau_{xy} = K_I f_{xy}^{(I)}(\theta) / \sqrt{2\pi r} \quad (1c)$$

この式は、亀裂近傍の応力分布が、 θ の関数として与えられる $f_{ij}^{(I)}(\theta)$ (i, j は x または y) と $1/\sqrt{r}$ 依存性 ($1/\sqrt{2\pi r}$) で記述される形をとり、亀裂の長さとお外力によって、その分布全体が係数 K_I に比例して増減することを示している。そこで、この K_I を応力拡大係数と呼び、亀裂近傍の応力場の大きさを代表する指標としている。ここで、添字Iは亀裂面を垂直方向へ開くような力の負荷状態（これをモードIと呼ぶ）に対応しており、図2に示すように、亀裂に x または z 方向の剪断的な力を加えるような（モードII及びIII）応力場も考えることができ、それぞれ K_{II} と $f_{ij}^{(II)}$ 、 K_{III} と $f_{ij}^{(III)}$ によって同様に記述される。実際の応力場は、それらを足し合わせたものとなる¹。端的には、 K は亀裂にかかる負荷の大きさを表す量であり、通常 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ の単位が用いられる。破壊靭性は、破壊開始に必要な負荷を K で示したものであり、例えば、モードIの破壊開始に必要な臨界負荷量を破壊靭性値 K_{Ic} と表す。

4.2.2 平面歪み破壊靭性評価法 (ASTM E 399 に基づく) [1]

応力拡大係数 K については、様々な試験片形状と負荷条件に対して、弾性力学に基づく計算方法が報告されており、その多くは、Tadaら[6]によって集約されているが、いくつかの代表的試験片形状に対するモードI破壊靭性 K_{Ic} の試験評価法については、 K_{Ic} 値の計算方法、試験片形状とその作製法、試験実施法の詳細に至るまで ASTM の E399 規格としてまとめられている²。代表的試験片は、図3に示す3つの形状、(a) 3点曲げ(SE(B))、(b) コンパクト(compact tension, C(T))、(c) ディスクコンパクト(DC(T))試験片であり、これらのいずれの形状において

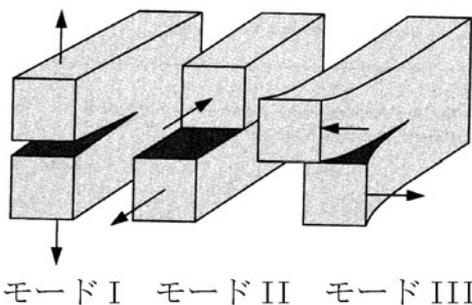


図2 亀裂にかかる力の方向で分類した破壊モードの種類。

も、試験片一辺の中央部に切欠きが機械加工してあるが、その垂直方向にサイクル荷重を負荷することによって、その切欠き先端から、いわゆる疲労予亀裂を発生、成長させたものを試験片として使用する。この亀裂進展方向への試験片の実効的全長を幅 (W)、 W のうちの疲労予亀裂先端までの距離を亀裂長さ (a)、亀裂面内で W と垂直な方向の寸法を厚さ (B) と呼ぶ。また、幅から亀裂を除いた部分の長さ ($W-a$ 、又は、 b) をリガメントと呼び、これが K で記述される応力場が広がり、亀裂が進展する部分となる。以上の寸法の比率も規格の1つであり、亀裂長さとお幅の比が $0.45 \leq a/W \leq 0.55$ 、幅とお厚さの比が、曲げ試験片では、 $1 \leq W/B \leq 4$ 、C(T) と DC(T) では、 $2 \leq W/B \leq 4$ となるように作製する、また、3点曲げ試験では試験時のスパン S は $4W$ とする。以上が規格にて与えられている K の計算式が成立つ範囲ということになる。

また(1)式によれば亀裂先端 ($r=0$) では応力が無限大に発散するが、実際には亀裂先端半径の有限性に加え、金属材料は高い応力集中により降伏し、応力の上限を律する。降伏により亀裂先端には塑性変形領域(塑性域)が形成されるが、この塑性域のサイズ (K と材料の降伏応力 σ_y に関係し、 $0.05(K/\sigma_y)^2$ 程度)³が(1)式が成立つ亀裂先端

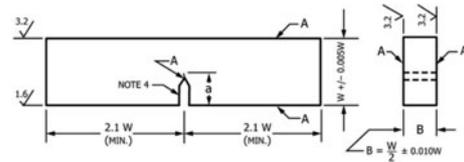


図3a 3点曲げSE(B)試験片[1].

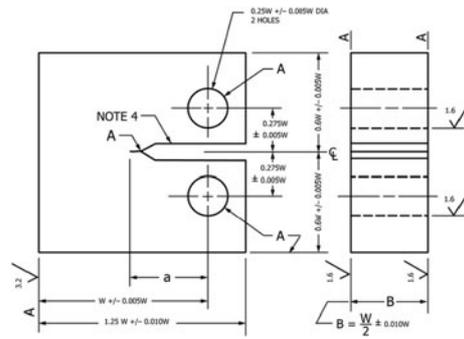


図3b コンパクトC(T)試験片[1].

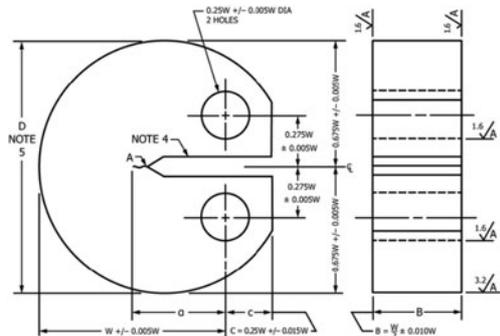


図3c ディスクコンパクトDC(T)試験片[1].

1 異なるモードの K 値は加算的ではない。
 2 JIS G 0564 及び ISO 12737 もほぼ同等の規格である。
 3 これは平面歪み状態の場合の目安で、平面応力状態では、この6倍程度となる。

領域 ($a/50 \approx W-a/50$ 程度) より小さい必要があり,

$$W-a > 2.5(K/\sigma_y)^2 \tag{2}$$

が成り立つことも必要となる。このように塑性域が十分に小さい状態を小規模降伏条件と呼んでいる。疲労予亀裂導入の際に形成される塑性域も十分に小さい必要があり、疲労サイクル負荷条件として規定されている。実際の予亀裂長は、試験後に破面観察で測定する。

さて、試験の際には、予亀裂が導入後の試験片に所定の速度で曲げまたは引張りの負荷を与え、その負荷重とともに切欠き口位置での開口変位 (CMOD) を測定する。その荷重-開口変位曲線は、図 4 に示す 3 つの曲線のいずれかになるが、負荷初期を除いて荷重は変位に対して直線的に上昇する。その直線の傾きに対して 95% 分に相当する傾きをもつ直線と交差するまでの最大荷重をもって P_Q とし、試験で記録された最大荷重 P_{max} が、 $1.1P_Q$ を越えない場合にのみ、この P_Q の測定値を基に所定の式から K 値を計算する。亀裂先端付近の塑性変形が無視できると仮定すれば、この荷重-開口変位曲線の傾きと亀裂長さにはある関係が成り立ち、5% の傾き減少は亀裂の 2% 進展に相当することから、 P_Q を亀裂進展開始時の荷重としている 3 点曲げ試験であれば⁴、この P_Q から (3) 式より K を評価する。

$$K_Q = \frac{P_Q S}{\sqrt{B B_N} W^{3/2}} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \tag{3a}$$

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{1.99 - \left(\frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right) \left[2.15 - 3.93 \frac{a}{W} + 2.7 \left(\frac{a}{W}\right)^2 \right]}{2 \left(1 + 2 \frac{a}{W}\right) \left(1 - \frac{a}{W}\right)^{3/2}} \tag{3b}$$

ただし B_N は正味の厚さで、後述するサイドグループがある場合はそれを除いた部分の厚さとなるが、それ以外は B と等しい。(3) 式で求められた K 値 (K_Q) は仮の値であり、使用した試験片のサイズ、予亀裂導入などの条件に照らして、実施した試験が有効と判断された場合にのみ、

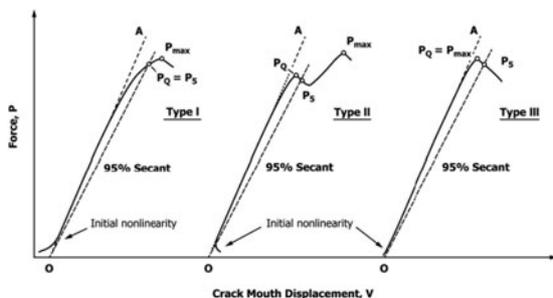


図 4 荷重-変位曲線の例[1].

K_Q の値が破壊靱性値 K_{Ic} となる。

4.2.3 弾塑性破壊靱性評価法 (ASTM E 1820[2])

E399で測定が無効となる一つの例は、 P_{max} が $1.1P_Q$ を越え、亀裂先端付近にかなりの塑性変形を伴った後に、破壊が開始するようなケースであり荷重-変位曲線は図 5 a のようになる。このように (試験片サイズの効果も含めて) 高靱性を示す材料については、破壊開始直前の亀裂面の開き (亀裂先端開口変位, CTOD) (δ) と、破壊によって解放される亀裂周囲に蓄積された歪みエネルギー (応力場解析の手法に由来して J 積分, あるいは単に J と呼ぶ) の両者が、等しく破壊靱性の指標になる。実は、これらの指標は、小規模降伏条件においては、

$$J = m\sigma_y\delta = K^2(1-\nu^2)/E \tag{4}$$

によって、 K も含めて 3 者相互に関係付けられる。ここで E , ν , σ_y は、それぞれ試験条件での材料の弾性率、ポアソン比、降伏応力であり、また、 m は、平面応力状態で 1、平面歪み状態で 2 となる定数である。 J は、負荷時に試験片に吸収されたエネルギー U によって、

$$J = \eta U / Bb \tag{5}$$

で求められる。ここで、 B は試験片の厚さ b はリガメント、 η は試験片の形状に依存する係数で、例えば曲げ試験片の純粋な曲げモーメント負荷では 2 となる。 J 及び CTOD の具体的な試験法については ASTM E1820⁵等にまとめられている。

E399で、効率良く有効な試験結果を得るには、材料の特性を可能な限り把握又は予想しておく必要があるが、これは時には大変難しいことであり、観察される現象 (急速な不安定破壊か、亀裂の安定成長か) に応じて結果を解析し、常に有効な試験が実施できることが望ましい。そこで E1820 は、過去に異なる規格として扱われていた試験法を統合し、ほぼ共通の試験片形状と測定方法から、状況に応じて、 K , J または CTOD を評価できる。 K_{Ic} は除外されているが、試験片形状も含めて試験そのものには K_{Ic} が記載されている E399 との共通点が多いので、相補的なものと捕え、両規格の試験片と測定項目を満たすように、試験を実施し、結果に応じて対応する破壊靱性値の指標を選択して評価することができる。

E1820 で推奨される試験片の形状・寸法は前述した 3 種類であり、試験中は荷重-変位の連続測定を行うが、変位測定については荷重線変位か CMOD のいずれでも良いとされている。また、試験中に亀裂が急速に進展して破断に至る不安定破壊が生ずれば、その不安定破壊開始点での靱性値を評価し、亀裂の安定成長が見られれば、その成長に対する抵抗 (Resistance) を亀裂進展量の関数 (J-R 曲線) として評価する。さらに、J-R 曲線から破壊開始に対する靱性値 J_{Ic} が評価できる。J-R 曲線評価には、複数の試験片を使う方法 (複数試験片法) と、1 本の試験片について亀裂長を測定しながら進める方法 (単一試験片法) があり、

4 以下、SE(B)試験を例に計算手法を示すが、C(T), DC(T)も含め詳細は規格を参照のこと。

5 ISO 12135 も同等な規格である。

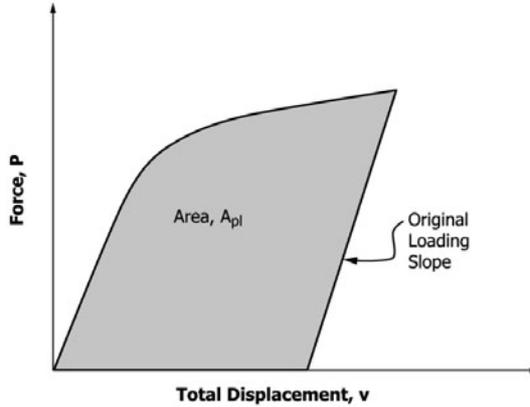


図5a 弾塑性破壊靱性試験における荷重-変位曲線と塑性変形面積の決定[2].

複数試験片法では、各試験後の亀裂位置を加熱による着色や疲労亀裂の追加などによりマークした後、塑性変形を極力加えないように降伏応力が上昇する低温などで破断させ、破面の光学顕微鏡観察から予亀裂及び破壊靱性試験により進展した亀裂（最終的亀裂）の長さを測定する。単一試験片法では、通常、所定の変位の間隔で除荷-再負荷を繰り返しながら試験を進め（図5b）、各除荷時の荷重-変位線の傾き（その逆数をコンプライアンスと呼ぶ）から進展量を評価する。

測定された荷重と変位から(5)式に従って J を計算するが、その際(6)式のように変位のうちの弾性変形成分と塑性変形成分のそれぞれに対応する J_{el} と J_{pl} に分け、弾性部分については(3)式から求まる K に(4)式の関係を用いて J_{el} を計算する。

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (6a)$$

$$J_{el} = K^2(1-\nu^2)/E \quad (6b)$$

$$J_{pl} = \eta_{pl} A_{pl} / B_N b_o \quad (6c)$$

ここで、 A_{pl} は図5aのように、荷重-変位曲線の評価点から初期の荷重の直線部分に平行に下した直線とで囲まれる部分の面積であり、係数 η_{pl} は、例えば3点曲げ試験で荷重線変位を用いて解析する場合は1.9を、CMOD変位の場合は $3.667 - 2.199(a_o/W) + 0.437(a_o/W)^2$ を用いる。J-R曲線を評価する場合は、亀裂成長を考慮に入れる必要があるが、例えば、除荷コンプライアンスを利用する単一試験片法では、それぞれの除荷点 i において亀裂長さ a_i と変位の塑性成分 $\Delta_{i(pl)}$ を求め、 $J_{pl(i)}$ については、区間 $(i-1 \sim i)$ の負荷による増分と亀裂進展による減少分を考慮して、(7)式のように計算する。また、 $J_{el(i)}$ は、 a_i と P_i に対応する K_i から換算する。

$$J = J_{el(i)} + J_{pl(i)} \quad (7a)$$

$$J_{el(i)} = K_i^2(1-\nu^2)/E \quad (7b)$$

$$J_{pl(i)} = [J_{pl(i-1)} + (\eta_{i-1}/B_N b_{i-1}) \times (P_i + P_{i-1}) (\Delta_{i(pl)} - \Delta_{i-1(pl)}) / 2] \times [1 - \gamma_{i-1}(a_i - a_{i-1}) / b_{i-1}] \quad (7c)$$

ここで、 η_{i-1} と γ_{i-1} は、前除荷点 $i-1$ での亀裂長 a_{i-1} に対して求まる形状係数である。（3点曲げ試験で荷重線変位を

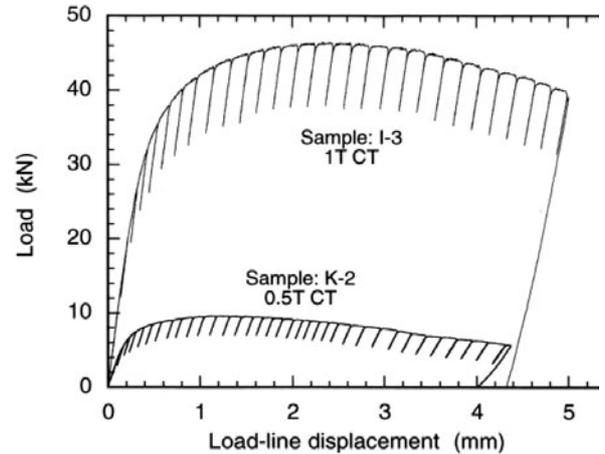


図5b 単一試験片法における除荷も含めた荷重-変位曲線の例[8].

使った解析では、それぞれ1.9, 0.9で一定である。) 前述の η_{pl} やここで用いる η_{i-1} と γ_{i-1} の値や関数式は、それぞれの試験片形状についての有限要素法応力解析が基になっており、新しい結果を基にした改訂があるので、注意が必要である。

破壊開始に対する J_{Ic} を求めるには、複数の亀裂進展量 (Δa) に対する J 値から図6に示すように、次の手順で仮の J_Q を求める。

- i) 次式で表される亀裂鈍化直線を引く。

$$J = m\sigma_Y \Delta a \quad (m \text{ は、実測値又は既定値} = 2) \quad (8)$$
- ii) 亀裂鈍化直線に平行に、正味の亀裂進展量が0.15 mmと1.5 mmに対応する直線を引く
- iii) 以下に規定される J 及び Δa の測定限界値を示す2本の直線を引く

$$J_{limit} = b_o \sigma_Y / 7.5 \quad (9)$$

$$\Delta a_{max} = 0.25 b_o \quad (10)$$
- iv) (2)と(3)の直線で囲まれた範囲内に分布する全ての J (Δa) 点を次のべき乗則にフィットする。

$$J = C_1 (\Delta a / k)^{C_2} \quad (11)$$
- v) 正味の亀裂進展量0.2 mmに対する直線、 $J = 2\sigma_Y (\Delta a - 0.2)$ と(4)の曲線との交点における J 値を J_Q とする。

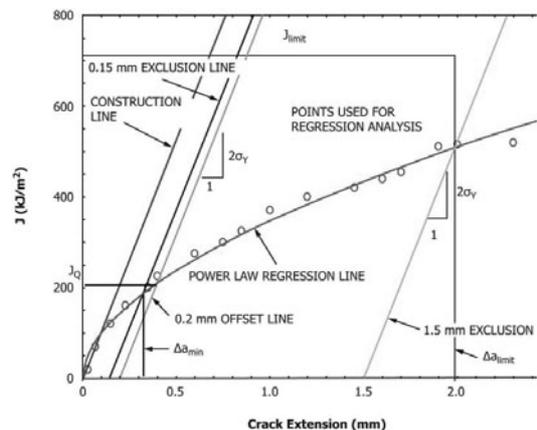


図6 J-R曲線からの J_Q 値の決定方法[3].

ここで(i)は、測定された Δa に見かけ上含まれる亀裂の鈍化を差引くためのガイド線で、(4)式の J と δ の関係に相当する。但し、ここでは亀裂先端が降伏した後の加工硬化を考慮した実効降伏応力、 $\sigma_Y = (\sigma_y + \sigma_{uts})/2$ 、 σ_{uts} は最大引張応力)を使用する。J-R 曲線上の任意の点から、このガイド線に平行に下した線が示す Δa 値が正味の亀裂進展量ということになる。また、 $M = b_0 \sigma_Y / J$ は、しばしば試験片サイズに対する相対的な塑性拘束の尺度 (M が大きいほど塑性変形が小さい)として用いられるが、これは $b_0/2\delta$ 比に相当する。図7に示すように、亀裂先端の塑性変形が大きいいわゆる大規模降伏条件では、亀裂前方の垂直応力 σ_{yy} は、亀裂から 2δ 程度の位置で、降伏応力の3~5倍程度のピーク値をもった形状になることがMcMeekingらの解析[7]でも示されているが、 M は、このピーク応力までの距離という応力場サイズの目安を単位として測ったりガメントサイズに他ならない。最終的に、(v)で定まる J_Q を用いて $10J_Q/\sigma_Y$ を求め、これが試験片の B 、 b_0 のいずれよりも小さい場合にのみ、 J_Q を J_{Ic} として採用することになっている。これは $M = 10$ の (図7のピーク応力位置がリガメントの1/10の位置に来るほどに応力場が成長した) 状態に相当する。

また(4)式に従って J より換算した K を求めることもでき、 K_{Jic} (または、 K_{Jc}) と標記する。この手法により、E399には試験片が小さすぎる場合でも、相当する靱性値 K を求めることができる。実際、次に紹介する E1921 は、この K_{Jc} の評価を基本としている。

4.2.4 フェライト系鉄鋼材料等の脆性-延性遷移領域内の試験に適したマスターカーブ法 (ASTM E 1921)

フェライト系鉄鋼材料の破壊靱性を変化の激しい脆性-延性遷移領域付近で求める場合は、いわゆるマスターカーブ (MC) 法が用いられる。これは多くのフェライト系鉄鋼材料の破壊靱性値について集積されたデータが、次の3つの共通の特徴を示すことを根拠に開発された手法である。

I. 遷移領域での破壊靱性値は、次の Weibull 分布に従う

$$F = 1 - \exp[-\{(K_{Jc} - K_{min}) / (K_0 - K_{min})\}^4] \quad (12)$$

ここで、 F は累積破壊発生確率、 K_0 と K_{min} は厚さ 1 イ

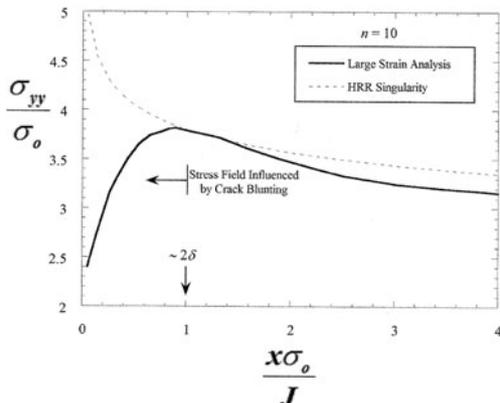


図7 弾塑性変形解析による亀裂先端応力場[7].

ンチ (1 T と表記) の標準試験片に対する破壊靱性値の Weibull 分布平均値 ($F=63\%$ に対する靱性値) と閾値 ($F=0$ となる上限値で $20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) である。

II. 破壊靱性値には次の厚さ (B) 依存性がある。

$$K_{Jc} = K_{min} + (B/B_{(IT)})^{-1/4} (K_{Jc(IT)} - K_{min}) \quad (13)$$

ここで、 $B_{(IT)} = 25(\text{mm})$ は、標準厚さである。この関係式は、不安定破壊発生率は破壊の起点となる最も脆弱な領域 (weakest link) が亀裂先端の臨界値以上の応力場に含まれる確率に依存し、その臨界応力場体積は $K_J^4 B$ に比例することから、異なるサイズの試験片でも $K_J^4 B$ が等しい場合に等しい破壊発生率を与えるという考え方を基本にしている。これより小さい厚さ B の試験片の靱性値は、 $B_{(IT)}$ での靱性値 $K_{Jc(IT)}$ に換算した上で、温度依存性を求める。

III. 破壊靱性 ($F = 0.50$ に対応するメジアン (中央) 値)

$K_{Jc-1T(\text{med})}$ の温度依存性は、材料によって定まる参照温度 T_0 を基準にした次式で表現できる。 T_0 は、1 T 試験片での K_{Jc} が $100 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ となる温度である。

$$K_{Jc-1T(\text{med})} = 30 + 70 \exp[0.019(T - T_0)] \quad (14)$$

そこで、 K_{Jc} は、E1820に従って、少なくとも1つの温度で数点の有効な K_{Jc} が得られれば、(12)式の Weibull 分布にフィットして得られる K_0 から、 $K_{Jc-1T(\text{med})} (= K_{min} + (K_0 - K_{min})(\ln(2))^{1/4})$ が、さらに(14)式から T_0 が定まり、遷移領域内の破壊靱性-温度曲線が得られる。また、共通の分布関数に従って、破壊靱性値の分散する範囲も与えられる。図8には F が 5% と 95% に相当する靱性値の温度依存性も示している。また、複数の温度での試験結果に対しては、(12)と(14)式により解析する[3]。

E1921では、 $M = 30$ に対応する破壊靱性測定値を上限値 $K_{Jc(\text{limit})}$ として、それ以下の測定値のみを有効と判断し、試験温度にもよるが、最低でも6以上の有効なデータが解析には必要とされている。

$$K_{Jc(\text{limit})} = \sqrt{[Eb_0\sigma_Y/M(1-\nu^2)]}; M = 30 \quad (15)$$

4.2.5 試験片作製方向とサイドグループ

圧延、引抜き等、方向性をもった工程を経て作製された材料には、しばしば破壊靱性の異方性が認められる。そこで試験片作製の際には、試験片の向きを、材料の使用条件などに合わせて適切に選択し、それを結果に表記すること

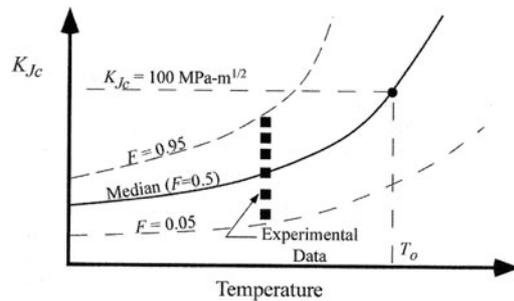


図8 マスターカーブの決定法[4].

が重要である。ASTM E1823[9]には製品の形状に合わせた標記法が示されているが、例えば圧延などを経た板材では、長手方向をL (longitudinal), それと垂直な2方向を長い順にT (transverse), S (short transverse) と呼び、亀裂面に垂直な方向と亀裂進展のそれぞれが、材料のどの方向に該当するかを、もってL-T (Lが亀裂面に垂直、亀裂進展がT方向) などと標記する (図9 a)。

また、試験片の亀裂面の両脇に、サイドグループ (SG) と呼ばれる溝を加工することがある。平面応力状態となる試料表面では、予亀裂導入における応力拡大係数が、平面歪み状態の板内部よりも小さくなるために、表面付近の亀裂長が短くなり、亀裂前線が曲線的になるのが一般的である。そこで、SGは、この亀裂前線の曲線部を除去することで、全体の直線性を高めると同時に、試験負荷時の平面歪み状態による3軸応力状態の保持を高める。特に、J-R 曲線 (J_{Ic}) 試験では、高負荷時、歪の増大による試料表面付近からの大規模な剪断変形や、板厚中心部のみの亀裂が過度に優先的に進行するトンネル現象などを防ぐ働きもあり、SGが推奨されている。SGが推奨されていない試験 (E1921等) でも、予亀裂の直線性向上の目的や、拘束性の高い使用環境の想定から、導入されることもある。

4.3 核融合炉材料研究に見られる破壊靱性測定例

4.3.1 核融合炉材料試験における微小試験片の利用の必要性とサイズ効果

前節で紹介したいずれの試験規格でも必要な試験片寸法が厳しく規定されている。第一壁構造材料の候補材の1つである低放射化フェライト鋼の典型的な降伏応力と破壊靱

性値に対して、各規格に準拠する最低リガメント長 b_0 を試算すると表1のようになる。これらの b_0 に対して、 $a/W = 0.5$ の場合、最も体積効率の良いDC (T) 試験片でも、MC法による K_{Ic} 用試験片で直径11.6 mm、厚さ4.3 mm、室温の J_{Ic} 用試験片は直径20 mm厚さ7.5 mm、さらに K_{Ic} 測定には直径12 cm厚さ5 cm程の試験片が必要である。

しかし、実際の核融合炉候補材の特性評価においては、より微小な試験片がしばしば利用されている。その最大の理由は、核融合炉環境下での材料寿命を評価するために、中性子照射後の破壊靱性測定が不可欠なことである。照射の前後において同等な試験方法で特性を評価し、材料の使用温度および想定される中性子線量に対する破壊靱性の変化を高精度に予測することが求められる。DEMO炉の第一壁への年間中性子負荷は5 MWa/m²といわれており、この値は結晶中の各原子が50回ずつ格子点位置からはじき出される照射量 (50 dpa) に相当する。数年間分の照射量数百 dpa の照射実験が可能な材料照射炉の領域は非常に限られており、例えば HFIR の該当キャプセルの試料装荷領域は約10 mm径であり、早期建設が期待されている核融合炉材料照射試験用強力中性子源でも、100~500 cm³程度と考えられる。同時に照射下では試料自体が発熱するため、その放熱に必要な温度勾配のために、例えば HFIR の例では10 mm径の試験片の中心から表面までの5 mmに渡って100℃以上の温度差が生ずる。したがって、特定の照射温度に対する照射効果を正確に評価するには、試験片の微小化は避けられず、その際の破壊靱性へのサイズ効果の解明が極めて重要である。実際、これまで特に低放射化フェライト鋼各種について、微小試験片を利用した破壊靱性評価とサイズ効果研究が行われてきた。[8, 10-20, 22, 23]

以下、そのフェライト鋼の J_{Ic} とMC法による破壊靱性評価の実例とサイズ効果について紹介する。

4.3.2 J_{Ic} 試験の例とサイズ効果

低放射化フェライト鋼のJLF1, F82H, Eurofer 97の室温における J_{Ic} 破壊靱性値について、リガメントサイズが1.4 mmから24 mmの広い範囲で試験結果が報告されている。JLF1では、西村ら[8]は、 $b_0 = 24$ (1 T) と12 mm (0.5 T) の2種類のC(T)試験片 (SG有) を、Onoら[10]は、 $b_0 = 23, 11, 5$ (mm) の3種類のC(T)試験片 (SG有) を、また栗下ら[11]は $b_0 = 1.4 \sim 4.4$ mmの曲げ試験片 (SG有) を用いて、単一試験法によるJ-R 曲線から J_Q を求めた。例えば、図10のJ-R 曲線が示すように、 J_Q はサイズ1/2 T以上の試験片の b_0 に対しては顕著な違いはなく、いずれも 400 ± 30 kJ/m²前後であったのに対して、図11に▼、●と■

表1 低放射化フェライト JLF-1 鋼の典型的な特性に対する規格準拠試験片のリガメントサイズ。

試験種類	想定値	必要サイズ b_0
降伏応力, RT	560 MPa	
J_{Ic} (E1820), RT	400 kJ/m ²	7.1 mm
降伏応力, -100C	650 MPa	
K_{Ic} (E399), -100C	100 MPa \sqrt{m}	47 mm
$K_{Ic(1T)}$ (E1921), -100C	100 MPa \sqrt{m}	4.3 mm

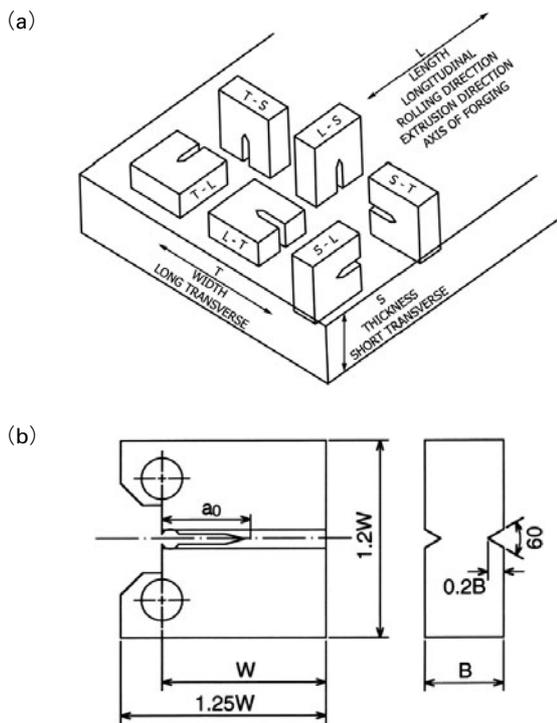


図9 (a) 試験片切出し方向の材料方位に対する呼び方と (b) サイドグループ入り C(T) 試験片の例[8]。

で示すように、 b_0 が5 mm以下では J_Q は300から200 kJ/m²の小さい値を示した。ここで、 $b_0 \leq 4.4$ mm 試験片についての栗下らの解析では、図12の例のように、既定の鈍化曲線 $J = 2\sigma_Y \Delta a$ が鈍化による見かけの亀裂進展量 (Δa_b) を過大評価したため、実際に観察された傾き ($> 2\sigma_Y$) が利用されている。F82H 鋼について、若井らは、 $b_0 = 0.7, 1.6$ mm の曲げ試験片 (SG 無) と $b_0 = 4.5$ mm の DC (T) 試験片 (SG 有) を用いた J-R 曲線単一試験片試験から、破壊靭性値を、それぞれ170, 230, 330 MPa \sqrt{m} と報告している[12]。これらの値は、(4)式に従えば、それぞれ、130, 240, 490 kJ/m² の J_Q 値に相当する。また、Sokolov らが $b_0 = 4.6$ mm (SG 無) の F82H 鋼 DC (T) 試験片について 100°C で測定した J-R 曲線[13]からは J_Q 値が 220 kJ/m² 程度と評価できる。Schneider らは、Eurofer 97 鋼の $b_0 = 9$ と 3 (mm) の曲げ試験片 (SG 有, 無) 4 種を用いて、室温で多試験片法により室温の J_{Ic} を評価した[14]。Schneider らも栗下らと同様、既定の鈍化曲線の過大評価を指摘し、測定による鈍化曲線を利用している。ある J 値に対する亀裂先端の塑性変形域は微小試験片ほど大きくなり、加工硬化による有効降伏応力の増加が鈍化曲線の傾きを大きくしていると考えられる。図11には、F82H 鋼と Eurofer97 のデータも、それぞれ($\Delta, \blacktriangle, \nabla$) と(\diamond, \blacklozenge)にて示した。ここで、白抜き点はいずれも SG 無しの試験片による結果を示している。図11は J_{Ic} 評価におけるサイズ効果について、

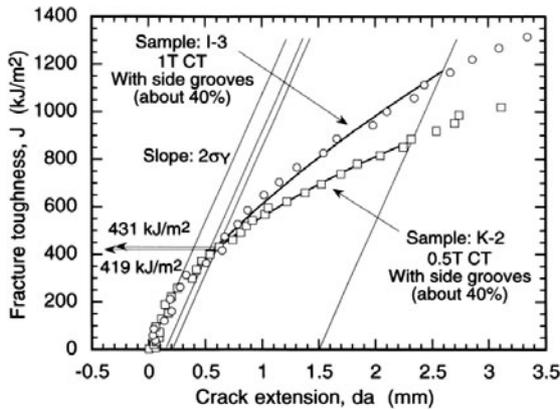


図10 1 T と 1/2 T サイズの C(T) 試験片による JLF1 鋼の室温 J_{Ic} 評価の例[8]。

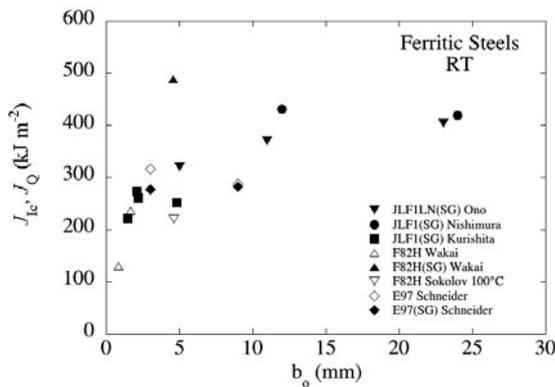


図11 JLF1, F82H, Eurofer 97 の J_Q 値と試験片リガメント b_0 の関係[8, 10-14]。

ある一定の傾向を示唆している。400 kJ/m²程度 の J_Q に対しては、ほぼ表 1 どおり、 $b_0 \geq 7$ mm の試験結果が有効な J_{Ic} となるが、そのサイズ範囲では、試験片サイズに大きく依存せずほぼ一定である。一方で、 $b_0 < 7$ mm の範囲では、全般的に小さい靭性値を示し、特に微小サイズになるほど小さくなる傾向がある。F82H の SG 無しのデータが特に小さい靭性値を示している、一方で、Eurofer97 では SG 無しの方が、やや高い値を示している。Schneider らは、SG の有無それぞれの 3 次元有限要素法解析から、SG によって J 積分値の厚さ方向への変化が小さくなることを示している (図12)。SG が無い場合、曲げ変位が大きいかほど中央部分により大きな J 負荷がかかり、亀裂の優先的な進展が予想される。一方で試験片表面近傍での剪断変形は見かけの J を増加させる原因にもなる。試験片のサイズと負荷の関係のみならず、試験片の加工硬化特性や組織などにも依存して複雑な依存性を示す可能性がある。E1820 が推奨するように SG の付与は、微小サイズの試験片の、相対的に大きな J に対しても 2 次元 (平面歪み) 的な応力状態を維持し、より大きな試験片と同等の結果を生み出す役割を果たしている。

4.3.3 マスターカーブ(MC)法を利用した K_{Ic} 試験の例

低放射化フェライト鋼は、使用前の状態では -100°C 程度の低温領域で脆性から延性への遷移を示すが、この延性脆性遷移温度は核融合炉環境での中性子照射によって大きく上昇することが知られている[15]。そこで、この延性脆性遷移の温度領域の指標として、E1921 に規定されるマスターカーブ (MC) 参照温度 T_0 の変化を材料の使用環境変数 (温度, 照射量等) の関数として予測することが重要となる。

笠田らは、JLF 1 鋼について、1/2 T ($b_0 = 12.5$ mm) と 1/4 T ($b_0 = 6.25$ mm) の C(T) 試験片による、-65°C と -120~-80°C での試験から、それぞれ $T_0 = -52$ °C と -35°C の値を得た[16]。また、Serrano らは Eurofer97 鋼について、10 mm 角と 4(W)×3(B)mm の曲げ (LT) 及び 1/2 T C(T) 試験片 (TL) を用いて MC の T_0 を求め、それぞれ -113°C, -99°C および -129°C を得た[17]。Serrano は、小さい試験片ほど T_0 が高めに突出するという笠田らの結果とも共通な特徴の理由の 1 つとして、E1921 のデータ検閲 (censoring) によって、図13に示すように、小さい試験片ほど、高い靭性値の結果がより多く検閲され、低い靭性値結果よりのカーブになるためであると指摘する。

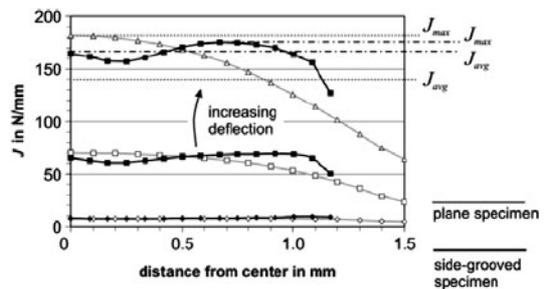


図12 J 積分の厚さ方向分布に対する SG の効果[14]。

また Spatig らは、F82H と Eurofer97 の破壊靱性値を 0.18 T と 0.35 T C(T) 試験片を用いて測定し、F82H については、これまで C(T) 試験片により測定された文献データ (K_{Jc}) も併せて MC への適合性を調べた[18]。その際、亀裂先端の塑性拘束条件 M について E1921 の 30 より厳しく、 $M > 70$ という拘束条件に従うデータだけを選択して解析を行った。その結果、F82H の破壊靱性温度遷移は MC によく従ったが、Eurofer97 鋼のデータは、むしろ (14) 式の温度係数を修正した次の関係式

$$K_{Jc(\text{med})} = 30 + 70 \exp[0.04(T - T_0)] \quad (16)$$

によく従うことを見出した。F82H に比べて Eurofer97 の K_{Jc} が温度に対してより急激に立ち上がっていることを意味する。

さらに Spatig らは、Eurofer97 の 0.87 T と 0.35 T の 2 サイズの C(T) を比較して、E1921 の $M \geq 30$ という条件では、2 サイズで同じ結果が得られないことを示した[19]。図 14 に示すように、例えば -60°C では、0.87 T で得られる K_{Jc} の多くは、0.35 T サイズに対しても $M \geq 30$ の条件を満たすことから、0.35 T 試験片でも同様な K_{Jc} 値が予想されるが、実際には 0.35 T の試験のほとんどは、 $M < 30$ の大きな変形に至る。これは、 $M = 30$ の相対変形量でも、既にリガ

メントサイズが不十分で亀裂先端の応力場の成長が抑制される塑性拘束の低下が起こっているためである。同じ J 負荷に対する M 値は、0.87 T 試験片の方が 0.35 T の 2.5 倍なので、0.87 T が $M = 75$ の変形で十分な塑性拘束の下では破壊開始しても、その J 負荷は 0.35 T では $M = 30$ の状態となり、塑性拘束が不十分なために、亀裂先端の応力場が破壊開始に必要な大きさに成長しないということである⁶。Spatig らは、Eurofer97 について、 $M = 134$ が塑性拘束の低下が無視できる塑性変形量の限度であると指摘した。

実は、Odette らは、Spatig らよりも先に F82H 鋼について、同様な指摘を行っている[20]。彼らは形状と大きさが様々なサイズと形状の試験片について得られた F82H の破壊靱性値合計 219 点を解析し、図 15 に示すように、 M の限度値を変えて E1921 に従って MC 解析を行った結果、サイズ効果による塑性拘束低下に影響されない破壊靱性値を得るためには、 $M > 200$ というさらに厳しい拘束条件が必要であることを示した。同時に Odette らは、 $M < 200$ の K_{Jc} 結果にも塑性拘束低下を考慮した補正を行うことで、サイズに依存しない破壊靱性値に変換できることを示した。

彼らの補正は、Dodds[21] らが提案したモデルに基づいたもので、塑性拘束低下の状態で測定された J を、同じ大

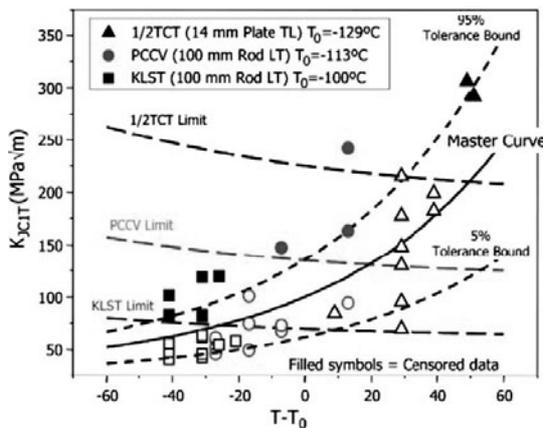


図 13 サイズの異なる試験片によってそれぞれ評価された Eurofer97 鋼のマスターカーブ[17]。

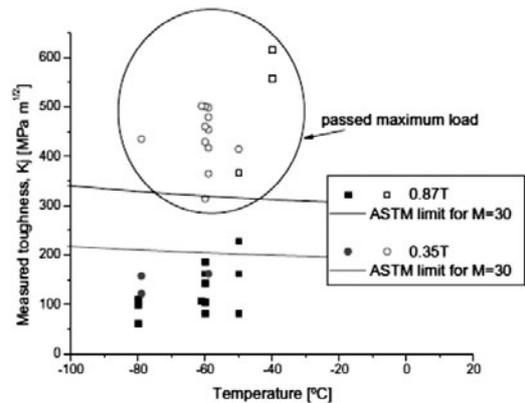


図 14 Eurofer97 の 2 つの試験片サイズの C(T) 試験片により得られた $-80 \sim -50^\circ\text{C}$ での K_{Jc} 値[19]。

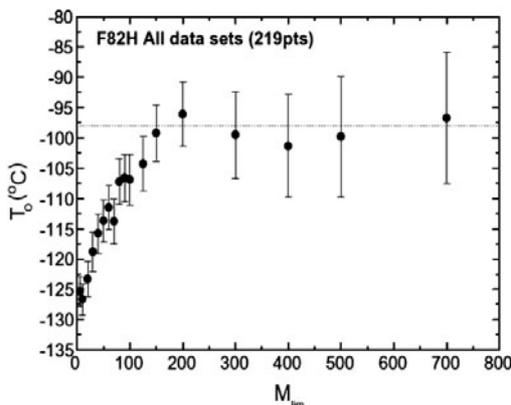


図 15 形状と大きさの異なる試験片について得られた破壊靱性値データに対する MC 法による参照温度 T_0 への塑性変形制限 M_{limit} の影響[20]。

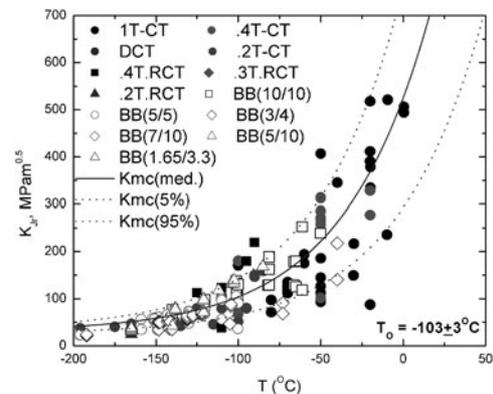


図 16 試験片サイズによる塑性拘束の違いを補正した F82H 鋼の K_{Jc-1T} 値温度依存性とそれに対応するマスターカーブ[20]。

6 さらに、厚さ B も小さくなるために、小さい試験片では、より高い J 負荷が必要で、塑性拘束は、ますます低下する。

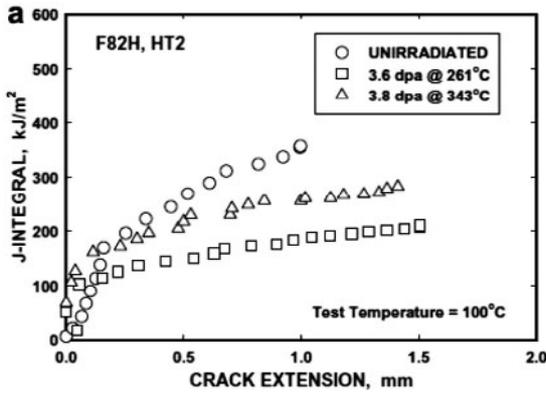


図17 F82H(0.18T DC(T))のJ-R 曲線に対する中性子照射の効果 [13].

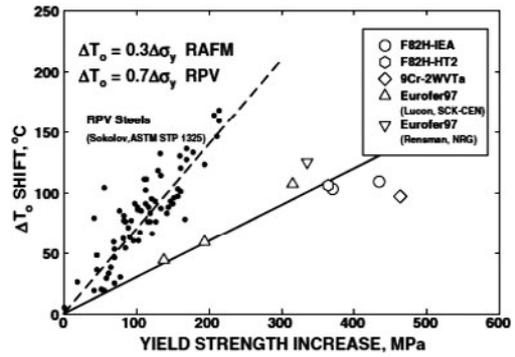


図18 MC 参照温度 T_0 の照射による上昇と照射硬化 (降伏応力増加) の関係 [13].

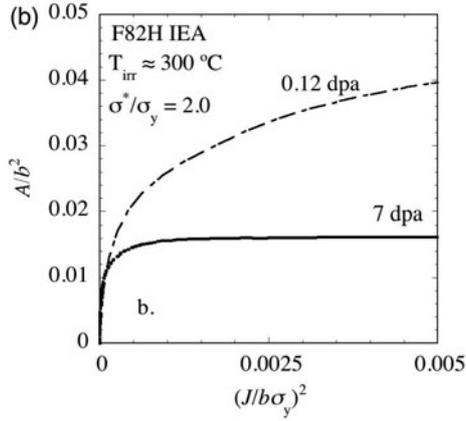
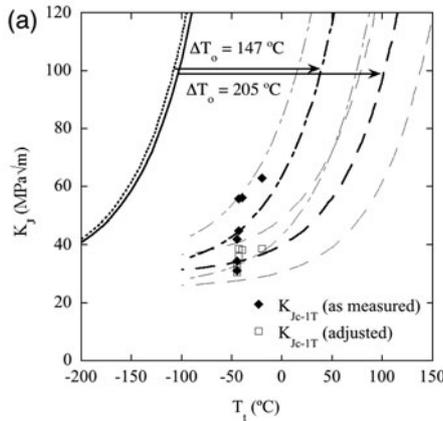


図19 (a) HFIR 照射された F82H 鋼の微小試験片の測定結果に対する K_{Jc} 補正と、(b) 補正の基となる FEM 解析による亀裂前方応力場面積 (A/b^2) の J 積分 $(J/b\sigma_y)^2$ 依存性 [23].

きさの応力場を与える塑性拘束下の (実際には小規模降伏状態を基準とする) J_{SSY} 値に換算する方法であり、その換算に必要な応力場のサイズは、用いた試験片の形状と小規模降伏状態のそれぞれに対する有限要素法解析から求められる [20, 22]. 219点の補正後のすべての K_{Jc} の分布は、図16のように $T_0 = -103^\circ\text{C}$ の MC によって合理的に記述された。こうしたサイズ効果補正には他の手法もあるが、上述のように大きな M 値制限が必要ということになれば、必要なサイズは尚一層大きくなり、サイズ補正なくしては、照射後試験の実施はかなり困難になる。

4.3.4 照射後試験例

最後に照射後試験の例をいくつか紹介する。図17は、Sokolov らが、F82H 鋼の一種の 0.18 T DC (T) 試験片について、HFIR (High Flux Isotope Reactor) による約 4 dpa 照射の前後で、試験温度 100°C での J-R 曲線を測定した例である [13]. 照射により、また照射温度の低下により J 値の低下が見られるとともに、照射硬化により鈍化曲線の勾配は大きくなっている。また図18に、低放射化フェライト鋼各種について得られた T_0 の照射による変化 ΔT_0 と照射硬化 $\Delta\sigma_y$ の関係を示す。Sokolov らが F82H について曲げ試験などから求めた ΔT_0 の測定結果は、Lucon らの Eurofer97 についての結果も併せて照射硬化量と良く対応していることを示しているが、その $\Delta T_0/\Delta\sigma_y$ 比は、圧力容器 (RPV) 鋼の 0.7 と比べると著しく低い値 (≈ 0.3) を示している

[13]. Spatig らは Eurofer97 についてやや大きい $\Delta T_0/\Delta\sigma_y \approx 0.45$ を得たが、RPV の値には及ばない。

この低放射化フェライト鋼の $\Delta T_0/\Delta\sigma_y$ 比が低い理由の 1 つは、照射後に典型的に見られる応力-歪み特性における加工硬化能の喪失である。遷移温度 T_0 の上昇は、照射により導入された照射欠陥によって塑性変形を担う転位のすべり運動が抑制され、亀裂先端での塑性緩和が起こりにくくなった結果、亀裂先端の応力場が上昇して破壊が起こりやすくなり、破壊靱性が低下するためであるが、微小試験片では、破壊開始につながる亀裂先端の応力場内の塑性歪みは 0~10% 程度に達し、照射による加工硬化能の損失の結果、その塑性歪み範囲での変形応力上昇が $\Delta\sigma_y$ に比べて小さくなるからである。

$\Delta T_0/\Delta\sigma_y$ 比が低いもう 1 つの理由として、微小試験片の使用による ΔT_0 の過小評価が考えられる。筆者らが、Odette らの塑性拘束低下に対する補正法を、HFIR などで中性子照射した F82H 鋼の微小曲げ試験結果に適用したところ、例えば図19a に示す例では、補正により ΔT_0 は約 1.5 倍となり、また $\Delta T_0/\Delta\sigma_y$ は 0.5 程度とやや増加した [23]. 塑性歪み 0~10% の領域における変形応力の増加 ($\Delta\sigma_f$) に対する ΔT_0 の比では、 $\Delta T_0/\Delta\sigma_f \approx 0.7$ となり、RPV とほぼ同等の値となった。この例は、微小試験片の結果は、そのままでは、照射脆化を過小評価する危険性があり、塑性拘束低下に対する補正を含めた評価法開発の必要性を示唆してい

る。照射後の破壊靱性試験片の有限要素法解析では、図19bに示すように、照射後の加工硬化能の喪失が塑性拘束低下を助長し、面積 A で表した応力場の成長が停止する現象も見られた。A と試験片厚さの積 AB が、(13)式の weakest link モデルの臨界応力場体積に対応し、これが十分な大きさに達した時に不安定破壊が発生する。図19b の 7 dpa 照射後の試験片では A が飽和に達する J までに破壊が発生しない限り、不安定破壊の測定ができないことを意味しており、それが実質的な J の測定限界となる。この現象も必要な試験片サイズの決定の際に考慮する必要がある。

4.4 まとめ

以上、現在規格化されている破壊靱性試験法と、実際に行われている核融合炉材料の破壊靱性評価の実例を紹介した。すでに上でも述べたように、これらの中で次のような課題や問題点が見出されている。

- 1) J_{IC} 試験では、微小化とともに破壊靱性値が低下する傾向がみられている。これに関して、以下のことが課題といえる。
 - ・サイズ効果のメカニズムの解明と靱性値のサイズ効果補正法（相関式）の開発
 - ・試料サイズの下限や、SG 付与を含めた試料形状の要件の解明
- 2) マスターカーブ法においては、試験片サイズの効果とカーブ形状についての一定の知見や照射材への適用に関する問題点が見出されている。具体的には、次のことが課題といえる。
 - ・E1921 に規定されたデータ検閲手法やサイズ制限 ($M=30$) の見直し
 - ・ M 限界の増加が必要な場合のサイズ効果補正も含めた試験法開発
 - ・マスターカーブ形状の材料依存性の解明
 - ・照射による遷移温度シフトの過小評価の危険性への配慮

・照射後の加工硬化能の喪失による塑性拘束低下への対応

謝 辞

執筆にあたり、サイズ効果等に関する詳細な議論や文章への細かい助言をいただいた栗下裕明博士に、厚く御礼申し上げます。また、ASTM 規格の詳細やサイズ効果などで議論をいただいた Claudio Ruggieri, G.Robert Odette 両博士にも感謝を表す。

参考文献

- [1] ASTM, E399-12, ASTM (2012).
- [2] ASTM, E1820-13, ASTM (2013).
- [3] ASTM, E1921-14a, ASTM (2014).
- [4] T.L. Anderson, *Fracture Mechanics*, 3rd Ed.(2005).
- [5] 小林英男：破壊力学（共立出版，1993）。
- [6] H. Tada *et al.*, *The Stress Analysis of Cracks Handbook*. 2nd. Ed. (Paris Productions, St. Louis, MO. (1985).
- [7] R.M. McMeeking and D.M. Parks, ASTM STP **668**, 175 (1979).
- [8] A. Nishimura *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **258-263**, 1242 (1998).
- [9] ASTM, E1823-13, ASTM (2013).
- [10] H. Ono *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1117 (2004).
- [11] H. Kurishita *et al.*, *Mater. Trans.* **45**, 936 (2004).
- [12] H. Wakai *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **81**, 1077 (2006).
- [13] M.A. Sokolov *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 68 (2007).
- [14] H.-C. Schneider *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 599 (2007).
- [15] G.R. Odette *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **323**, 313 (2003).
- [16] R. Kasada *et al.*, *Fusion Eng. Des.* **81**, 981 (2006).
- [17] M. Serrano *et al.*, *J. ASTM Int.* 5 (A) JAI100994 (2008).
- [18] P. Spatig *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **367-370**, 527 (2007).
- [19] P. Mueller and P. Spatig, *J. Nucl. Mater.* **389**, 377 (2009).
- [20] G.R. Odette *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **329-333**, 1243 (2004).
- [21] R.H. Dodds *et al.*, *Int. J. Fract.* **64**, 101 (1993).
- [22] H. Rathbun *et al.*, *Eng. Fract. Mech.* **73**, 2723 (2006).
- [23] T. Yamamoto *et al.*, *J. Nucl. Mater.* **417**, 115 (2011).



5. まとめ

5. Conclusion

室賀 健夫

MUROGA Takeo

自然科学研究機構 核融合科学研究所

(原稿受付：2015年5月28日)

2014年9月に発表された、「核融合原型炉開発のための技術基盤構築の中核的役割を担うチーム(略称 合同コアチーム)報告」[1]では、重要技術課題として、「核融合炉材料開発と規格・基準策定」を挙げている。ここで必要とされているのは、材料規格、試験法の規格基準、及び構造設計基準であるが、特に試験法の規格基準の策定は急を要するものである。

原型炉の開発に向けて、合同コアチーム報告では、原型炉段階への移行判断に必要なチェックアンドレビュー項目として、「低放射化フェライト鋼の重照射データの検証」が挙げられている。また、原型炉段階においても、原型炉の建設判断のためさらに系統的な照射データベースの構築が必須である。これらの照射試験の中核的役割を果たすと期待されるのが、国際核融合材料照射施設(IFMIF)である。IFMIFは、近未来に核融合炉近似の中性子重照射を行える唯一の施設とみなされるが、照射体積の厳しい制限により、微小試験片を使用せざるを得ない。また、IFMIF照射を補完する原子炉照射においても、照射体積の制限、試験片の放射化の問題から微小試験法の適用は不可欠である。本講座で対象とする試験法の規格基準は、国内的には日本工業規格(JIS)で定められているが、米国や欧州にも国家規格があり、またASTM, ASME, JSMEなどの団体規格、さらにISOを代表とする国際標準が制定されている。しかしこれらにおいて、IFMIF等で想定される微小試験片に対応した規格は整備されていない。この問題に関し合同コアチーム報告では、「材料試験の規格基準を確立するための活動組織・体制の確立が急務、学協会等での規格の審議を行うための検討をすぐに始める必要がある」と明記している。

微小試験法の規格基準策定に向けては、微小試験法による評価データの信頼性を確立することが必要条件である。

そのためには、本講座で解説があった各試験法の基本原理とその近似解析、これらの基となる経験式およびそれら導いたデータベースに関する十分な理解の下、説得力をもったロジックで試験片の微小化を進める必要がある。

試験法の規格基準は、炉の構造設計、さらにその基となる構造設計基準と不可分である。構造設計基準の策定においては、核融合炉における安全確保の考え方に対応していることが必要である。微小試験片による評価が安全側であるかは常に注意を払う必要があるが、さらに進めて安全を保証する微小試験データベースのあるべき姿について、さらに深い洞察が必要である。

本講座で示された試験データの多くは非照射のものである。規格基準を策定するのに十分な照射材が早期に得られる見込みは無いので、必然的に非照射材、あるいは、熱処理や予歪などにより照射を模擬して特性を劣化させた材料の試験データに頼らざるを得ない。微小試験法による評価データが十分信頼性を有するかどうかは、データベースの豊富さだけではなく、その基本原理がどれだけ理解されているか、予測を行う知識基盤がどれだけしっかりしているか、にかかっている。すなわち、照射による組織変化、組織と機械的特性の相関、各機械的特性間の相互関係、などの基礎的な理解を深化させることが必要であることを強調したい。

本講座が機械的特性の試験法だけでなく、核融合炉材料の規格・基準策定とデータベース構築に向けての現状と今後の課題を理解いただく一助となれば幸いである。

参考文献

- [1] 核融合原型炉開発のための技術基盤構築の中核的役割を担うチーム報告(2014年9月) NIFS-MEMO-69
<http://www.jspf.or.jp/2015/genkeiro/140718.pdf>